

Feinlagige und feinkristalline Titan/Aluminium-Verbundbleche

Der Fakultät Maschinenwesen
der
Technischen Universität Dresden
zur
Erlangung des Grades
Doktoringenieur (Dr.-Ing.)
vorgelegte Dissertation

Diplom Ing.
Akad Grad

Romberg, Jan
Name, Vorname

geb. Am 31.01.1986 in Berlin

Tag der Einreichung: 10.06.2014

Tag der Verteidigung: 24.11.2014

Erstgutachter: Prof. Dr. Ludwig Schultz

Zweitgutachter: Prof. Dr. Reinhard Pippan

Um zu begreifen, muss man Herz haben!

Fjodor M. Dostojewski, Der Idiot



Europa fördert Sachsen.



Diese Arbeit wurde von der Europäischen Union und dem Freistaat Sachsen im Rahmen des European Center for Emerging Materials and Processes (CEMP), Vertragsnummer 13795/2379, unterstützt.

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Im Original	Im Deutschen
ARB	Accumulative roll bonding	akkumulatives Walzplattieren
CSM	continuous stiffness mode	kontinuierlicher Steifigkeits-Modus
DSR	Differential speed rolling	Scherwalzen
EBS	electron back scatter diffraction	Elektronenrückstreubeugung
ECAP	Equal channel angular extraction	Gleichkanalwinkelpressen
et al.	et alii / et aliae	und andere
HPT	High pressure torsion	Hochdrucktorsion
REM	Rasterelektronenmikroskop	
SE	Secondary electrons	Sekundärelektronen
SPD	Severe plastic deformation	Hohe plastische Umformung
SRS	Strain rate sensitivity	Dehnratenabhängigkeit

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung - hochfeste, verformbare und leichte Halbzeuge für ressourcenschonende Mobilität	2
2.	Zielstellung - hochfeste Leichtmetall-Verbundbleche mit feinlamellaren Strukturen und geringer Korngröße	4
3.	Grundlagen	7
3.1.	Härtungsmechanismen	7
3.2.	Ultrafeinkörnige Werkstoffe und Werkstoffkonzepte für den Leichtbau	10
3.3.	Akkumulatives Walzplattieren	15
3.4.	Titan/Aluminium-Verbundmaterialien durch ARB.....	18
3.5.	Prinzip und Anwendung von Differential speed rolling	21
4.	Methoden	24
4.1.	Walzen und Akkumulatives Walzplattieren	24
4.2.	DSR - Scherwalzen	27
4.3.	Metallographische Probenpräparation	29
4.4.	Elektronenmikroskopie, EBSD und Korngrößenbestimmung.....	32
4.5.	Zugversuche	34
4.6.	Härtemessungen	36
5.	Akkumulatives Walzplattieren	38
5.1.	Einfluss von Walzenparametern.....	38
5.1.1.	Walzgut- und Walzenvorheizung.....	38
5.1.2.	Zwischenglühung.....	45
5.1.3.	Walzgeschwindigkeit.....	60
5.1.4.	Mechanische Spannung durch Haspelzug	64
5.1.5.	Vergleich von Triowalzen und Quartowalzen.....	70
5.2.	Parametersatz und Vergleich des Verbundes mit Einzelmaterial-Blechen	77
5.3.	Nachwalzen	80
6.	DSR / Walzen mit verschiedenen Geschwindigkeiten der Arbeitswalzen.....	84
6.1.	Ermittlung der Scherung beim Walzen mit verschiedenen Geschwindigkeiten der Arbeitswalzen in Abhängigkeit der vorherigen ARB-Zyklen.....	84
6.2.	Entwicklung des Gefüges in homogenen Metallen und Verbundmetallen	88
7.	Abschließende Diskussion und Ausblick	100
8.	Zusammenfassung.....	106
9.	Literatur	108

1. Einleitung - hochfeste, verformbare und leichte Halbzeuge für ressourcenschonende Mobilität

Es ist ein ökonomisches und umweltpolitisches Ziel, den Energieumsatz je zurückgelegter Strecke von Fahr- und Flugzeugen zu verringern [1] und somit auch weniger klimaschädliche Reaktionsprodukte zu erzeugen. Die Ziele der EU-Kommission sehen vor, dass Fahrzeuge bis 2015 im Durchschnitt 130 Gramm CO₂ je zurückgelegtem Kilometer produzieren und dass dieser Wert bis 2020 auf 95 g/km sinkt [2]. Die Verringerung des Kraftstoffverbrauchs soll zu je einem Drittel aus höheren Motor-Wirkungsgraden, zum Beispiel durch geringere Reibung, besseres Energiemanagement wie beispielsweise Bremsenergieerückgewinnung oder Leerlaufabschaltung sowie Veränderungen an der Karosserie erreicht werden. Letzteres beinhaltet eine den Luftwiderstand verringernde Bauform, Reifen mit geringerem Rollwiderstand sowie ein geringeres Gewicht des Fahrzeugs [3]. Dazu kann eine geringere Menge des Werkstoffs eingesetzt werden. Das verbleibende Material muss die gegebene oder erwartete Belastung aufnehmen, steht daher unter höherer Spannung. Alternativ wird ein Werkstoff hoher Dichte durch einen Werkstoff geringerer Dichte substituiert. Sowohl im Fall von verringerter eingesetzter Materialmenge als auch im Fall geringerer Dichte ist eine höhere spezifische Festigkeit, also Festigkeit je Masse, erforderlich. Die Forschung mit dem Ziel der Gewichtseinsparung hat sich als eigene ingenieurtechnische Wissenschaftsdisziplin mit dem Namen Leichtbau etabliert. Wie in Abschnitt 3.2 erläutert wird, gliedert sich der Leichtbau in verschiedene Disziplinen [4-6]. Eine davon ist, Werkstoffe hoher spezifischer Festigkeit bereitzustellen. Die vorliegende Arbeit greift diesen Aspekt auf. Damit sich eine Werkstoffneuentwicklung in industrielle Prozessketten eingliedern lässt, ist es von Vorteil, wenn dieser Werkstoff als Halbzeug hergestellt werden kann und durch Biegen, Schneiden und Fügen weiter verarbeitbar ist. Eine der wichtigsten Halbzeugformen ist das

Blech. Das Fernziel, zu dessen Erreichen diese Arbeit beitragen soll, ist die Herstellung eines leichten, festen und duktilen Bleches. Der dazu verfolgte Ansatz ist, ein laminares Verbundblech aus Aluminium und Titan durch wiederholtes Walzplattieren herzustellen. Die Zielstellung wird in Kapitel 2 weitergehend erläutert.

Nach der Übersicht über den aktuellen Stand von Technik und Literatur in Kapitel 3 folgt die Darstellung der Methoden in Kapitel 4. Diese gliedern sich in die verschiedenen Walzprozesse und Analysemethoden. Die Darstellung und die Diskussion der Ergebnisse in Kapitel 5 und 6 sollen zeigen, unter welchen Bedingungen die Herstellung von Ti/Al-Verbundblechen durch akkumulatives Walzplattieren möglich ist, sowie die Auswirkung eines weiteren Walzprozesses, dem Differential speed rolling, auf die Verbundmorphologie und das Gefüge. Das Differential speed rolling besteht im Walzen mit unterschiedlichen Oberflächengeschwindigkeiten von Ober- und Unterwalze. Für die beiden Walzprozesse werden jeweils die im Zugversuch ermittelte Festigkeit, die Duktilität und in ausgewählten Fällen zusätzlich die Härte gezeigt und erörtert. In den Kapiteln 7 und 8 wird eine abschließende Diskussion samt Ausblick und Zusammenfassung geführt.

Die Struktur dieser Arbeit folgt der Technologieentwicklung, darüber hinaus werden die metallphysikalischen Vorgänge im Werkstoff und deren Auswirkungen diskutiert. Wesentliches Werkzeug ist dabei die Gefügebetrachtung. Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit eigens eine Präparationsvorschrift entwickelt, die es ermöglicht, Orientierungskarten an Aluminium und Titan zeitgleich aufzunehmen.

2. Zielstellung - hochfeste Leichtmetall-Verbundbleche mit feinlamellaren Strukturen und geringer Korngröße

Die allgemeine Zielstellung bei der Herstellung eines Verbundmaterials ist die Kombination unterschiedlicher Materialeigenschaften. Das konkrete Ziel bei der Entwicklung von laminaren Titan-Aluminium-Verbunden im Rahmen dieser Arbeit ist die Kombination der Eigenschaften:

1. Hohe Festigkeit
2. Geringe Massendichte
3. Ausreichende Duktilität, die eine weitere Blechbearbeitung ermöglicht

Die Festigkeit je Dichte wird als spezifische Festigkeit bezeichnet und ist insbesondere im strukturellen Leichtbau eine wichtige Vergleichsgröße. Die Dichte von Aluminium beträgt $2,7 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ [7], die von Titan $4,5 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ [7]. Beim verwendeten Mengenverhältnis von Titan zu Aluminium von 2:3 beträgt die Masse des Verbundes $3,4 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$. Diese Angabe gilt für den Fall, dass keine oder nur eine geringe Menge an intermetallischen Phasen gebildet werden, da hierbei aufgrund des Kirkendalleffektes Porosität auftritt [8], der die Dichte des Verbundes senkt.

Bei der Herstellung von Metall-Metall-Verbundwerkstoffen soll das metallische Material allgemein mit dem Ziel einer höheren Einsatztemperatur, einem höheren Elastizitätsmodul, einer höheren Festigkeit oder einer verbesserten Abriebfestigkeit modifiziert werden. Die Erhöhung der Festigkeit wird dabei sowohl direkt als auch indirekt bewirkt. Die direkte Wirkung ist die Übertragung der Last von einer i.A. weicheren Matrix auf die Verstärkungskomponente, was eine erhöhte Festigkeit und Steifigkeit des Verbundes gegenüber der unverstärkten

Matrix bewirkt. Die indirekte Wirkung besteht in Gefügeänderungen und Verspannungen unter anderem durch unterschiedliche thermische Ausdehnungen [9]. So wurde von Chawla und Metzger an Wolfram-Kupfer-Verbundwerkstoffen gezeigt, dass im Kupfer die Versetzungsdichte nahe der Grenzfläche zum Wolfram deutlich gegenüber den grenzflächenfernen Bereichen erhöht ist [10]. Für andere Materialkombinationen ist dieser Effekt ebenfalls festgestellt worden [11, 12]. Weiterhin ist die Korngröße in Grenzflächennähe deutlich geringer [13] und die Härte höher [14], wie Sauvage et al. [13] und Marr et al. [14] gezeigt haben. Auf diese indirekte Wechselwirkung zielt die Arbeit im Besonderen ab, denn durch das Einbringen von zusätzlichen Phasengrenzen wird die Sättigungskorngröße, die durch Korngrenzenbewegung verursacht wird, zu kleineren Korngrößen verschoben [15]. Daher soll eine möglichst große Phasengrenzflächendichte erzeugt werden, was durch eine große Anzahl von Lagen zu erreichen werden ist. Phasengrenzen setzen die Anwesenheit mindestens einer zweiten Phase voraus. Diese Zweitphase kann aus harten Partikeln bestehen, die jedoch zur Partikelhärtung führen, die mit einer Verringerung der Duktilität des Materials einhergeht. Daher ist der Ansatz dieser Arbeit, eine weiche Zweitphase zu verwenden.

Der bei der Herstellung solcher Metall-Metall-Verbundwerkstoffe zugrundeliegende technische Prozess ist die hohe plastische Verformung durch akkumuliertes Walzplattieren, die Kaltverfestigung und Hall-Petch-Härtung bewirken soll. Beim akkumulativen Walzplattieren (Accumulative roll bonding, ARB) von zwei verschiedenen Materialien verdoppelt sich die Phasengrenzfläche je Volumen bei jedem Zyklus, wenn die Schichten laminar bleiben. Folglich sollen mit dem Ziel einer hohen Kaltverfestigung und einer durch mehr Phasengrenzen reduzierten Sättigungskorngröße möglichst viele ARB-Zyklen mit stabil bleibenden Lagen durchgeführt werden.

Neben dem ARB werden zusätzliche, unterstützende Prozesse der Blechverarbeitung einbezogen und ihre Auswirkungen untersucht. Dazu zählen die Zwischenwärmebehandlung sowie ein dem ARB angeschlossenes reguläres Walzen sowie das Differential speed rolling (DSR).

Um das zu erreichen, werden die Morphologie und das Gefüge der zwei hauptsächlichsten Phasen Titan und Aluminium in den verschiedenen Verformungszuständen untersucht, wobei ein besonderer Fokus auf Verformungsinhomogenitäten und Scherbändern sowie dem Nachverfolgen der Kornfeinung liegt. Zusätzlich sollen die mechanischen Kennwerte aus Zugversuch und Härtemessung gewonnen werden und in Abhängigkeit der ARB-Zyklenzahl bzw. der Zyklenzahl oder des Geschwindigkeitsverhältnisses beim DSR gesetzt werden.

3. Grundlagen

3.1. Härtungsmechanismen

Verfestigung ist für diese Arbeit in zweifacher Hinsicht von Bedeutung. Erstens ist das Ziel der Arbeit das Entwickeln eines Werkstoffes von hoher spezifischer Festigkeit. Zweitens ist die Verfestigung bei der Umformung selbst wichtig, da sie ein Einschnüren des Titans verhindert.

Festigkeit ist der Widerstand, den ein Festkörper seiner Verformung entgegensetzt. Für die Bestimmung eines Kennwertes für die Festigkeit gibt es mehrere Definitionen [16]. In dieser Arbeit werden die 0,2%-Streckgrenze sowie die Zugfestigkeit verwendet. Diese Werte geben die Spannung wider, die notwendig ist, um den Werkstoff im Zugversuch um 0,2% plastisch zu verformen sowie die Spannung bezogen auf den Ausgangsquerschnitt beim Einsetzen der lokalen Einschnürung. Es gibt mehrere Mechanismen, die Festigkeit eines Materials zu erhöhen. Sie haben das Prinzip gemein, dass der reale Werkstoff durch das Einbringen von Gitterfehlern dem idealen Einkristall immer weniger ähnlich ist. Das erhöht die notwendige mechanische Spannung zum Bewegen von Versetzungen, Bilden von Zwillingen oder Abgleiten von Körnern. Die Festigungsmechanismen lassen sich nach der Dimension der Gitterfehler ordnen. Nulldimensionale Gitterfehler umfassen neben Leerstellen Substitutions- und Zwischengitteratome [17]. Auf den zulegierten Atomen eines anderen Elementes basiert die Mischkristallhärtung, bei der mindestens ein zweites Element zulegiert und vollständig gelöst wird. Die Verfestigung wird durch mehrere Effekte verursacht. Erstens treten durch die unterschiedlichen Atomgrößen Druck- und Zugspannungen im Gitter auf, zweitens haben Fremdatome einen zur Matrix unterschiedlichen Schubmodul und drittens verringert sich in der Umgebung von Lösungsatomen die Stapelfehlerenergie. Alle drei Effekte behindern die Versetzungsbewegung.

Versetzungen sind eindimensionale Gitterfehler. Um plastisches Fließen in einem Metall zu initiieren, ist eine Schubspannung τ_0 aufzubringen. Experimentell beobachtet wurde jedoch eine kritische Schubspannung für reine Metalle, die mit $10^{-4} G < \tau_0 < 10^{-6} G$ deutlich geringer als die theoretische Schubspannung $G/(2\cdot n)$ ist, da die Verformung durch Versetzungen getragen wird, anstatt dass komplette atomare Ebenen verschoben werden [18]. Die Bildung und die Bewegung von Versetzungen sind Träger der plastischen Verformung. Bei Mehrfachgleitung bewegen sich Versetzungen auf mehreren nicht-parallelen Ebenen. Somit können sich Versetzungen dieser Ebenen gegenseitig schneiden und folglich blockieren. Die Auswirkung des gegenseitigen Blockierens von Versetzungen wird als Kaltverfestigung bezeichnet.

Zweidimensionale Gitterfehler sind u.a. Korngrenzen und Phasengrenzen. Versetzungen können sich an Korngrenzen bilden und von diesen absorbiert werden. Korngrenzen stellen aber auch zumeist unüberwindbare Hindernisse für die Bewegung von Versetzungen dar. Eine hohe Korngrenzendichte bewirkt somit einen höheren Widerstand gegen die Verformung, also eine Verfestigung.

Dreidimensionale Gitterfehler sind u.a. Poren und Partikel. Das möglichst feindisperse Einbringen von Partikeln stellt ebenfalls einen Härtungsmechanismus dar. Dem liegen einerseits der Orowanmechanismus zugrunde, der zur Versetzungsvervielfachung führt. Dabei umgeht eine Versetzung die Partikel, krümmt sich und bildet Versetzungsringe. Wenn die Versetzung die Partikel andererseits nicht umgeht, sondern durchquert, tritt Grenzflächenvergrößerung auf. Für letztere ist Grenzflächenenergie aufzubringen. Beim Schneiden eines Partikels durch eine Versetzung treten zudem die von der Mischkristallverfestigung bekannten Effekte [17] auf.

Korngrenzen bilden sich beim Erstarren aus der Schmelze beim Aufeinandertreffen wachsender Kristallite sowie bei der Rekristallisation. Auch durch Umformen können Korngrenzen gebildet werden. Zunächst lagern sich durch Erholung beim Umformen gebildete Versetzungen zusammen. Sie bilden dann Zellgrenzen. Diese stellen bereits Hindernisse für die Bewegung anderer Versetzungen dar. Die bei weiterem Verformen entstehenden und sich bewegendes Versetzungen lagern sich daher an die Zellgrenzen an, die sich damit zu Kleinwinkelkorngrenzen und im Weiteren zu Großwinkelkorngrenzen entwickeln.

Kaltverfestigung führt zu einem endlichen Wert der Verfestigungsrate $d\sigma/d\varepsilon$. Für eine gleichmäßige Verformung muss diese Verfestigungsrate die Entfestigung ausgleichen oder überwiegen. Das wird im Zugversuch verständlich, bei dem die Entfestigung vor allem geometrisch bedingt ist. Durch Fluktuation ergibt sich zunächst eine infinitesimal größere Dehnung an einer beliebigen Stelle. Diese wird wegen der Volumenerhaltung verjüngt und infolge dessen tritt an diesem Ort eine Spannungsüberhöhung auf. Die erhöhte Spannung bedingt eine weitere Konzentration der Verformung und Bildung einer Einschnürung. Im Zugversuch setzt sich das bis zum Bruch der Probe an der Einschnürung fort. Für eine gleichmäßige Verformung muss die für die Längung notwendige Zugspannung mit zunehmender Umformung größer werden. Dafür ist Kaltverfestigung notwendig. Sie sorgt dafür, dass die Spannungsüberhöhung an der sich bildenden Einschnürung durch eine lokal erhöhte Festigkeit kompensiert wird. Das drückt das Stabilitätskriterium nach Considère aus [19, 20]:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} > \sigma$$

Dabei sind σ und ε Zugspannung und Dehnung. Die Formel beschreibt, dass eine hohe Verfestigungsrate das Einschnüren verzögert, ein hohes Festigkeitslevel es dagegen beschleunigt [19]. Die beim Walzen erreichten Verformungen sind größer als im Zugversuch. Die geometrische

Entfestigung wie im Zugversuch tritt nicht auf, da unter anderem anstelle der Zugspannung eine hydrostatisch-kompressive Spannung anliegt, die z.B. Porenbildung unterdrückt. Dennoch tritt eine zu kompensierende Entfestigung durch Annihilation von Versetzungen auf.

3.2. Ultrafeinkörnige Werkstoffe und Werkstoffkonzepte für den Leichtbau

Einleitend wurde erläutert, mit welcher Motivation auf dem Wissenschaftsgebiet des strukturellen Leichtbaus Lösungen angestrebt werden, bei gleicher Funktion eine geringere Masse an eingesetztem Werkstoff zu benötigen. Ein wichtiger Anstoß dafür ist die Überlegung, dass jedes Bauteil, und sogar Teile dessen, einer anderen Beanspruchung ausgesetzt ist und somit jeweils ein Werkstoff zu finden ist, der am leichtesten bei der erwarteten Belastung ist.

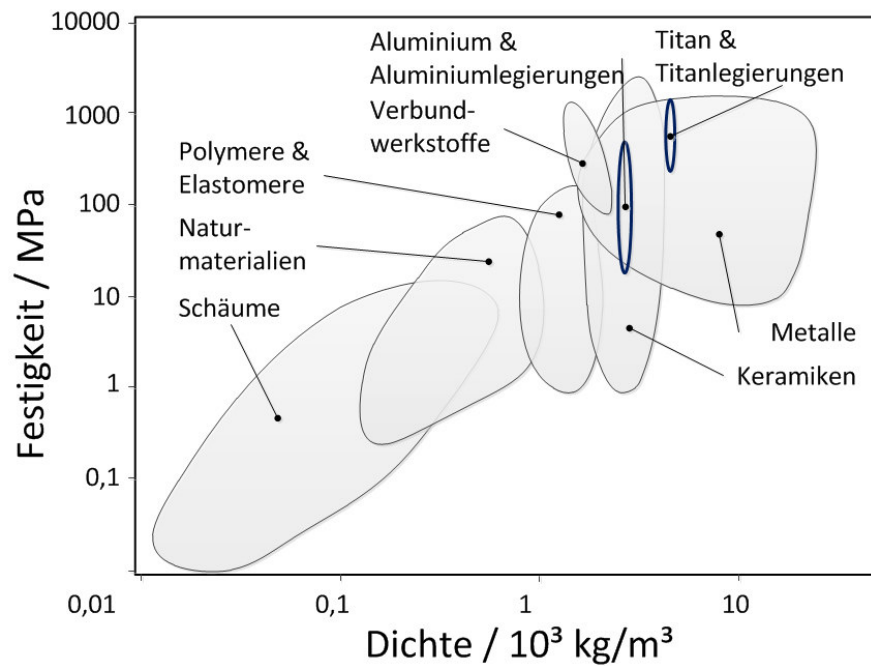


Abb. 1: Werkstoffübergreifendes Festigkeits-Dichte-Schaubild nach Ashby [16].

In dem Material-Mix sollen sowohl höher- und hochfeste Stähle [21-23], Aluminium- und Magnesiumlegierungen sowie auch Kunststoffe zum Einsatz kommen [24].

Als Hilfsmittel für die Werkstoffauswahl hat M. Ashby Übersichtskarten eingeführt, in denen verschiedene Werkstoffeigenschaften für diverse Werkstoffklassen in Relation zueinander aufgeführt sind [16]. Für den Leichtbau relevant sind die Auftragungen von Elastizitätsmodul bzw. Fließspannung über der Dichte. Letztere ist in Abb. 1 wiedergegeben und aus ihr geht hervor, dass werkstoffübergreifend die Festigkeit mit der Dichte ansteigt. In der ersten Betrachtung ergeben sich von den Polymerschäumen über Polymerverbundwerkstoffe, Keramiken und Metallen viele mögliche Kandidaten als Leichtbauwerkstoffe, weshalb zur Werkstoffauswahl weitere Randbedingungen festgelegt werden müssen. Drei wichtige Randbedingungen sind Duktilität, Steifigkeit und Bearbeitbarkeit. Werden diese Randbedingungen als zusätzliche Selektionsfilter angewandt, liegt die Verwendung von Metallen nahe, da Keramiken im Allgemeinen spröder sind, Polymerschäume eine geringere Steifigkeit aufweisen und Naturmaterialien wie Gesteine hinsichtlich der

Bearbeitbarkeit engere Grenzen als Metalle aufweisen. Die Verformbarkeit geht aus dem Ashby-Schaubild nicht hervor. Jedoch hat Valiev eine Auftragung der Festigkeit verschiedener Metalle in Abhängigkeit von der jeweiligen Duktilität angefertigt [25, 26]. Daraus geht ebenfalls werkstoffübergreifend hervor, dass in der Regel eine erhöhte Festigkeit mit geringer Duktilität verbunden ist und umgekehrt (Abb. 2).

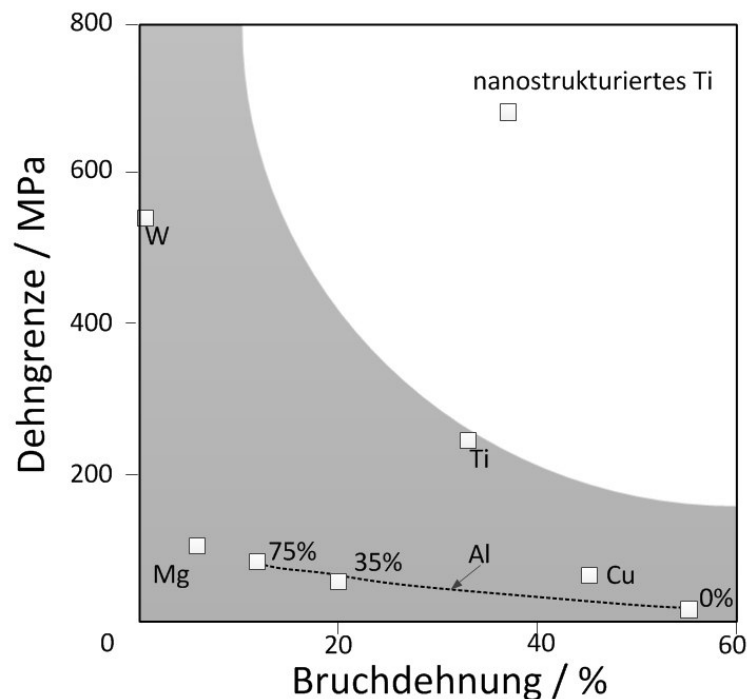


Abb. 2: Festigkeit und Bruchdehnung nach Valiev [26]. Werkstoffe üblicher Korngrößen befinden sich im grau markierten Bereich. Am Beispiel von Aluminium wird gezeigt wie sich Festigkeit und Bruchdehnung beim Walzen (Angabe der Reduktion) verändern. Am Beispiel von Titan (99,9% Reinheit) wird der Unterschied von üblichen Korngrößen zu nanostrukturiertem Material gezeigt. Letzteres kann sich auch im nicht-markierten Bereich befinden, wo sowohl hohe Festigkeit als auch hohe Duktilität vorliegen.

Die Anwendung eines Härtungsmechanismus ist also gleichbedeutend mit einer verringerten plastischen Umformbarkeit eines Materials. Eine Ausnahme bilden nanostrukturierte Materialien, bei denen Festigkeit und Duktilität gleichzeitig hoch sind. Als solche werden Materialien beschrieben, deren Strukturelemente wie Moleküle, Cluster oder Kristallite zwischen einem und einhundert Nanometer groß sind [27]. Dass feinkörnige Materialien eine erhöhte Festigkeit im Vergleich zu denselben

Werkstoffen mit Korngrößen im Bereich von Mikrometern oder größer aufweisen, wurde durch Hall und Petch beschrieben [28, 29]. Die bei nanostrukturierten Materialien gleichzeitig hohe Duktilität liegt an zusätzlichen Verformungsmechanismen, die bei derartigen Materialien zum Tragen kommen. Hierbei handelt es sich um Korngrenzengleiten, Kornrotation und verstärktes Kriechen [30, 31]. Guduru et al. haben am Beispiel von Kupfer gezeigt, welche Festigkeitssteigerungen dabei erreichbar sind, indem sie dessen Festigkeit durch Kugelmahlen und Konsolidieren auf 1150 MPa erhöht haben [32]. Ein ultrafeinkörniges [25, 33] oder nanokristallines [34-36] Gefüge kann durch bottom-up Technologien wie beispielsweise Inertgaskondensation [31, 37], Elektrodeposition [38, 39] und Kugelmahlen mit anschließender Konsolidierung [40, 41] erreicht werden. Alternativ dazu steht als top down eine Methode hohe plastische Umformung (severe plastic deformation, SPD) [42] zur Verfügung. Die am meisten verbreiteten und besonders das in dieser Arbeit verwendete SPD-Verfahren werden in Abschnitt 3.3 erläutert. Der Mechanismus, der stark plastisch umgeformte Materialien feinkörnig werden lässt, ist die kontinuierliche dynamische Gefügeneubildung [43]. Sakai et al. grenzen diese von der konventionellen diskontinuierlichen dynamischen Rekristallisation ab. Der Mechanismus der kontinuierlichen dynamischen Gefügeneubildung besteht darin, dass die Misorientierung von Subkorngrenzen durch Hinzufügen von weiteren Versetzungen bei der Umformung ansteigt. Voraussetzung dafür ist die Fragmentierung der Körner. Diese geschieht durch die Bildung von Mikroscherbändern. Die konventionelle Rekristallisation läuft dagegen über Nukleation und Wachstum neuer Körner ab.

Da die erreichbare Korngröße umso kleiner ist, je geringer die Verformungstemperatur ist, wird SPD unterhalb der jeweiligen statischen Rekristallisationstemperatur, oftmals bei Raumtemperatur oder zusätzlich gekühlt, durchgeführt. Eine geringe Temperatur geht aber mit der

Notwendigkeit einer hohen Dehnung zum Initiieren von kontinuierlicher dynamischer Gefügeneubildung einher [43].

Die Gefüge von Metallen sind nach starker plastischer Umformung nicht homogen. Zum Beispiel sind beim Walzen zwischen den feinen, durch kontinuierliche Gefügeneubildung entstandenen Körnern in Walzrichtung gestreckte Körner vorhanden. Auch diese gestauchten Körner sind kleiner als die des Ausgangsgefüges, da sich zusätzliche geometrisch notwendige Korngrenzen bilden. Die Kornfeinung beruht in diesem Fall darauf, dass in Teilvolumina des Kornes unterschiedliche Gleitsysteme aktiviert werden. Das ist möglich, da ein Korn in Interaktion mit mehreren anderen Körnern steht, die unterschiedlich orientiert sind. Es kann sich somit in verschiedenen Richtungen unterschiedlich ausdehnen. In Folge dessen drehen sich die Teilvolumina in verschiedene Richtungen, so dass neue Korngrenzen zwischen diesen Volumina entstehen [44].

Eine Besonderheit nanokristalliner Materialien ist eine ausgeprägte Dehnratenabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften [39, 45-48]. Die quantitative Größe m für die Dehnratenabhängigkeit ist die Ableitung des Logarithmus der Festigkeit nach dem Logarithmus der Dehnrate. Während für Stahl eine Abnahme von m beobachtet wird, steigt m für viele Metalle wie Aluminium, Kupfer und Nickel mit dem Übergang von konventioneller Korngröße zu nanokristallinem Gefüge [39]. Es gibt unterschiedliche Erklärungen für die Ursache der Dehnratenabhängigkeit von der Korngröße [39, 49]. Überwiegend wird als Ursache ausgemacht, dass bei kleinen Korngrößen ein Übergang des Verformungsmechanismus von Versetzungsbewegung zum Gleiten und Drehen ganzer Körner, sogenanntes Korngrenzengleiten, stattfindet [39, 50-52].

Eine Kornfeinung kann weiterhin durch Phasenumwandlung erreicht werden, jedoch steht dieser Mechanismus für Titan-Aluminium-Verbundwerkstoffe praktisch nicht zur Verfügung, da die

Umwandlungstemperatur von Titan über dem Schmelzpunkt von Aluminium liegt.

3.3. Akkumulatives Walzplattieren

Die Anwendung von Verfahren zur starken plastischen Verformung, also SPD-Prozessen, ist durch das Interesse an ultrafeinen Körnern [43] und den damit verbundenen mechanischen Eigenschaften motiviert. Es wurde eine Vielzahl an SPD-Prozessen entwickelt [25, 53]. Sie haben die Gemeinsamkeit, dass sie zyklisch ablaufen, was voraussetzt, dass die äußere Form des Werkstückes am Ende des Zyklus wieder ungefähr die ursprüngliche Geometrie aufweist. Dadurch kann der Prozess am gleichen Werkstock theoretisch unendlich lange fortgesetzt werden. Die am intensivsten genutzten SPD-Verfahren sind Hochdrucktorsion (high pressure torsion, HPT) [41, 54-57], Gleichkanalwinkelpressen (equal channel angular pressing, ECAP) [58-61] sowie akkumulatives Walzplattieren (ARB) [5, 62-69]. ARB wurde von Saito et al. eingeführt [64, 65]. Das akkumulative Bündeln und Rundhämmern (Accumulative stacking and bundling, ASB) zeichnet sich unter den SPD-Verfahren dadurch aus, dass es in einer Dimension unbegrenzte Werkstücklängen zulässt [70]. Hierbei werden stabförmige Werkstoffe durch Rundhämmern im Durchmesser verringert und anschließend werden diese Stangen in einem Rohr gebündelt, so dass ein neuer Stab entsteht, der erneut rundgehämmert wird. Zu den SPD-Verfahren gehört zudem das Multidirektionale Schmieden [71] und zyklisches Extrudieren und Komprimieren [72].

Im Gegensatz zu den zwei erstgenannten Verfahren wird für ARB kein spezialisiertes Werkzeug benötigt, sondern es wird mit in der

Blechbearbeitung üblichen Walzgerüsten durchgeführt. Dabei werden mehrere Bleche gestapelt, durch Walzplattieren verbunden und anschließend durch Trennen in der Länge halbiert. Für die Dickenreduktion beim Walzplattieren wird in zahlreichen ARB-Studien 50% gewählt [33, 65, 73-77]. Somit hat das plattierte Blech bei zu vernachlässigender Breitung die doppelte Länge der Ausgangsbleche. Durch das Schneiden erhalten die neuen Bleche wieder die gleiche äußere Geometrie wie die Ausgangsbleche. Diese Teilbleche können erneut gestapelt und plattiert werden, was bereits zum nachfolgenden Zyklus gezählt wird. Das Prinzip wird in Abb. 3 verdeutlicht, wobei der Spezialfall von sich unterscheidenden Ausgangsblechen gezeigt wird. Durch das Wiederholen des Vorgangs wird die Verformung akkumuliert.

Die logarithmische Umformung φ , die mit n Walzstichen in das Material eingebracht wird, beträgt [65]:

$$\varphi = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot n \cdot \ln(1 - r)$$

Dabei ist r die Reduktion, für die beim ARB im Allgemeinen 50% gewählt wird. Der logarithmische Umformgrad beträgt damit $0,8 \cdot n$. Die Reduktion von 50% ist jedoch nicht nur günstig für die Konstanz der Blechgeometrie über die ARB-Zyklen hinweg, sondern ist vor allem notwendig, um das Plattieren zu ermöglichen.

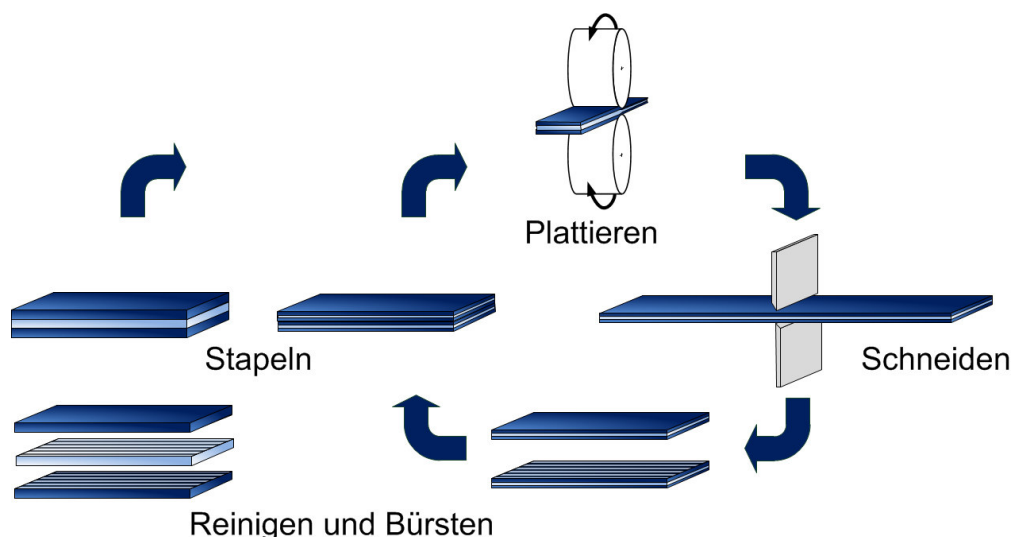


Abb. 3: Prinzip des Akkumulativen Walzplattierens am Beispiel der Herstellung von Multimaterialverbunden.

Beim Plattieren wird sowohl eine chemische Bindung durch Kaltverschweißen als auch eine mechanische Bindung durch Verhaken hergestellt. Ein Hindernis für die Ausbildung der chemischen Bindung sind oxidierte Oberflächen und Kontaminationsschichten, die Metalle wie u.a. Titan und Aluminium bedecken. Die Oxidschichten können zwar mechanisch entfernt werden, bilden sich aber unverzüglich neu. Für das Plattieren ist ausschlaggebend, dass sich beim Umformen die Blechoberfläche vergrößert und die im Vergleich zum darunterliegenden Metall weniger duktilen Oxidschichten Risse bilden, aus denen das metallische Material hervorquellen kann [78-81]. Für das Hervorquellen ist nach dem Bilden der Risse in der Oberflächenschicht weitere Umformung notwendig. Sind die Bindungen schwach oder zu wenige, reißen sie bereits beim Verlassen des Walzspaltes wieder auf [78]. Daraus folgt, dass es eine untere Grenze für die Umformung gibt, die zum Verbinden von Blechen durch Walzplattieren notwendig ist. Ab dieser ist eine Bindelagenfestigkeit vorhanden und nimmt mit stärkerer Umformung weiter zu. Die Höhe der Mindestumformung ist vom Werkstoff beziehungsweise der Werkstoffkombination abhängig [78, 80]. Um Kontaminationen und die Oxidschicht temporär zu entfernen und die Rauigkeit zu erhöhen, wird die Oberfläche zumeist gebürstet [75, 81, 82], wodurch das Grundmaterial bereits ebenfalls stark plastisch umformt. Die stark verformte Zone reicht in Aluminium bis in 10 µm Tiefe unter die gebürstete Oberfläche [78].

Ein großer Teil der den ARB-Prozess betreffenden Veröffentlichungen beschreiben die Auswirkungen des Verfahrens und seiner Parameter auf Aluminiumlegierungen [33, 73, 74, 83, 84], Kombinationen verschiedener Aluminiumlegierungen [75-77, 85] sowie durch ARB erzeugte Verbunde aus Aluminium und anderen Materialien wie Kupfer [85, 86], Nickel [87], Stahl [88, 89] und Titan [90-97]. Weitere Studien beschreiben, wie mittels ARB Partikel [67, 68, 90, 98-100] und Fasern [101] in den

metallischen Grundwerkstoff eingebracht und verteilt werden können und wie sich dieses festigkeitssteigernd auswirkt. Der ARB-Prozess wurde auch an anderen Werkstoffen wie Titan [66, 102], Kupfer [103], Stahl [69, 104] und zur Herstellung von Verbunden wie Kupfer-Nickel [105, 106] sowie Kupfer-Niob [107] und Nickel-Zirkon [108] angewandt.

Die Umformung von 0,8 je Walzstich bedingt, dass das Walzgut aus hinreichend duktilem Material besteht, welcher sich bei dieser hohen Umformung gleichmäßig verformen kann. Das bedeutet, dass erstens die mechanische Spannung, die für die Umformung aufgebracht wird, geringer als die Festigkeit des Walzgutes ist und zweitens keine Lokalisation der Umformung einsetzt. Die Lokalisation von Scherung setzt ein, wenn die Verfestigung beim Umformen nicht mehr ausreicht, die geometrische Entfestigung zu kompensieren. In diesem Fall entwickeln sich lokale Schwankungen in der Dehnung zu Einschnürungen [19]. Da sich die Festigkeit eines Werkstoffes nicht unendlich steigern lässt, hat ein bereits teilweise verfestigter Werkstoff eine verringerte Möglichkeit der Kaltverfestigung. Einsetzende dynamische Erholung oder Rekristallisation verringern die auf Versetzungsneubildung basierende Festigkeitssteigerung bei der weiteren Verformung. Die Festigkeitssteigerung kann dadurch sogar überkompensiert werden. Insbesondere nanokristalline Werkstoffe erreichen rasch ein Gleichgewicht aus Ver- und Entfestigung [39], was eine instabile Verformung zur Folge hat [48]. Letztere äußert sich oftmals in der Ausbildung von Scherbändern.

3.4. Titan/Aluminium-Verbundmaterialien durch ARB

Das Interesse am Kombinieren von verschiedenen Werkstoffen lässt sich auf drei verschiedene Motivationen zurückführen. Erstens auf die Kombination verschiedener Eigenschaften der beteiligten Stoffe.

Beispielsweise die hohe Festigkeit der 5er Aluminiumlegierungen mit der hohen Oberflächengüte der 6er Aluminiumlegierungen [75], was für Außenverkleidungen von Automobilen anwendbar ist. Zweitens kann die Kornfeinung effektiver genutzt und somit eine höhere Festigkeit erreicht werden. Pippan et al. haben gezeigt, dass es beim SPD eine Sättigungskorngröße gibt, die bei weiterer Umformung des Materials nicht unterschritten wird. Durch das Einbringen zusätzlicher innerer Grenzflächen wird diese Sättigungskorngröße zu kleineren Korngrößen verschoben [34]. Drittens besteht die Möglichkeit der Legierungsbildung. Durch die feine, laminare Struktur sind die Diffusionswege kurz und durch die starke Verformung sind zahlreiche Defekte wie Fehlstellen und Versetzungen im Material, was die Diffusion beschleunigt. Damit ist es möglich, Titan und Aluminium zunächst im metallischen Zustand in die Endform zu bringen und erst anschließend zu einer intermetallischen Phase wie TiAl_3 reagieren zu lassen [91, 109]. Das ist vorteilhaft, da intermetallische Phasen im Vergleich zu Metallen schwerer umformbar sind.

Beim Plattieren von Materialien mit unterschiedlichen Dehngrenzen wird jenes mit der geringeren Dehngrenze bereits bei geringerer Reduktion, also weiter außen im Walzspalt, mit dem plastischen Fließen beginnen. Das erst bei höherer Reduktion plastisch werdende Material erfährt daher weniger Dickenreduktion und Längung. Dieser Effekt tritt jedoch nur beim ersten Walzzyklus auf, da bei den Folgezyklen beide Materialien bereits plattiert sind. Aufgrund der bereits vorhandenen Bindung dehnen sie sich beim Walzen synchron und behalten daher ein konstantes Dickenverhältnis [110] und weisen dieselbe Längung auf. Das Material mit geringerer Dehngrenze (Aluminium) zwingt das bei höherer Spannung fließfähige Material (Titan) zum Ausdehnen, es bringt dafür eine elastische Zugspannung in das Titan ein und steht selbst unter Druckspannung.

Rekristallisiertes, reines (99,995% Reinheit) Titan hat eine geringere Dehngrenze als die rekristallisierte Aluminiumlegierung 5049. Das Titan verfestigt jedoch stärker als die Aluminiumlegierung. Bei den Folgezyklen steht es daher unter Zugspannung, was das Einschnüren von Titan bereits bei frühen ARB-Zyklen begünstigt.

Zusätzlich wird das Einschnüren von Titan durch das Verfestigungsverhalten begünstigt. Reines, grobkörniges Titan wird durch Versetzungsgleiten auf den Prismenebenen und zusätzlich durch Zwillingsbildung verformt [111]. Das ist entscheidend für die Duktilität von Titan, da es das von Mises-Kriterium von fünf unabhängigen Gleitsystemen für plastische Verformung in Polykristallen nicht erfüllt [112, 113]. Bei geringer Verformung bilden sich Zwillinge mehrerer Ordnungen. Diese schneiden sich gegenseitig, was zu einer raschen Gefügefönerung föhrt und sich in einer hohen Verfestigungsrate äußert [113, 114]. Die Zwillinge enthaltenden Körner zeigen auch eine starke Kornfeinerung. Bei feinen Körnern werden jedoch für die Aktivierung von Zwillingen hohe mechanische Spannungen benötigt [112, 115-117]. Ab einer Blechdickenreduktion von ca. 40% ist infolge der innerhalb dieser ersten 40% erfolgten Kornfeinerung die Zwillingsbildung soweit unterdrückt, dass die weitere Verformung ausschließlich durch Versetzungsgleiten erfolgt. Das geht mit einer starken Abnahme der Verfestigungsrate einher, was eine Einschnürung zur Folge hat. Im Aluminium, das keine Zwillinge bildet, sind für Kornfeinerung und Verfestigung wesentlich höhere Umformungen notwendig [43]. Daraus folgt jedoch, dass die Aluminiumlegierung über mehr ARB-Zyklen hinweg Kaltverfestigung zeigt und daher keine starke Neigung zum Einschnüren hat. Vielmehr hat es in Titan/Aluminium-Verbunden die Funktion des Matrixmaterials, dass um das abgeschnürte Titan herum fließt, entstehende Lücken füllt und so für den Zusammenhalt des Bleches sorgt, wie in den Schliffbildern mehrerer Veröffentlichungen [91-97] zu erkennen ist. In allen Veröffentlichungen

zum ARB von Ti/Al-Verbunden wird die Bildung von Einschnürungen geschildert. Bei den Gruppen, die dünne Titanfolien mit um einen Faktor 10 dickeren Aluminiumblechen kombinieren, findet das Einschnüren bereits beim ersten Zyklus statt [92, 94], während das Einschnüren bei geringeren Dickenunterschieden von Titan und Aluminium erst bei späteren ARB-Zyklen einsetzt [96, 97, 110]. Alle erwähnten Gruppen schließen nach dem ARB eine Wärmebehandlung an. Diese diente bei einigen Gruppen dem Festigen der Bindung zwischen Titan und Aluminium [90, 92, 94], bei der Mehrzahl jedoch dem Herstellen der intermetallischen Phasen [96, 97, 109, 110]. Die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften wird nicht von allen Gruppen untersucht und es treten Unterschiede in ihrer Entwicklung zwischen den Studien auf. Zwar steigt die Zugfestigkeit in allen Studien tendenziell mit der Zyklenzahl. Doch die Bruchdehnung nimmt bei Ng et al. und Chaudhari mit der Zyklenzahl zu [92, 110], bei Yang et al. dagegen ab [97]. Es ist nicht bekannt, welche Auswirkungen das Einschnüren und Abreißen der Titanlagen und welche Auswirkung eine Variation der Dickenreduktion beim Walzen auf die mechanischen Eigenschaften haben. Zudem wurde bislang das ARB nicht nach dem Glühen fortgesetzt. Im Falle des Reaktionsglühens ist damit zu rechnen, dass das dann intermetallische Walzgut zerbricht. Doch für geringere Glühtemperaturen ist zu erwarten, dass nachfolgendes Plattieren erfolgreich durchgeführt werden kann und das Einschnüren des Titans verzögert wird. Indem diese Fragestellungen beantwortet werden, soll sich diese Dissertation in die aktuelle Forschung einbringen.

3.5. Prinzip und Anwendung von Differential speed rolling

Beim Walzen tritt das in Walzrichtung verlängerte Walzgut mit schnellerer Geschwindigkeit aus dem Walzspalt aus, als es eintritt. Am Einlauf ist es

langsamer als die Walzenumfangsgeschwindigkeit und am Auslauf schneller. Auf dem Kreisumfang der Walze gibt es daher einen Punkt, wo Walzgut und Walze gleich schnell sind und der Neutralpunkt genannt wird [118]. Beim Walzen mit Geschwindigkeitsdifferenz (Differential speed rolling, DSR) ist der Neutralpunkt an der Ober- und der Unterwalze [119, 120] an unterschiedlichen Stellen. Das verursacht eine Scherung des Materials innerhalb der Blechebene [19].

Der Einfluss von DSR wurde an Kupfer [121, 122], Stahl [123, 124], Aluminiumlegierungen [125-127], Magnesiumlegierungen [120, 128-134], und Titan [135-137] untersucht. In allen Fällen ist eine verstärkte Kornfeinung und, soweit untersucht, eine Erhöhung der Scherkomponenten der Texturentwicklung festgestellt worden. Dabei ist das besondere Interesse am Scherwalzen von Werkstoffen mit hexagonaler Kristallstruktur durch eine Erhöhung der Duktilität dieser Materialien motiviert. Beim konventionellen Walzen bilden Titan und Magnesium Texturen, welche die weitere Umformung erschweren. Beim DSR werden diese Texturkomponenten unter anderem weniger scharf. Das wird vor allem auf die starke Zwillingsbildung zurückgeführt [130]. Gleichzeitig wird durch die starke Scherung dynamische Rekristallisation verursacht, obwohl die Reduktion in der Regel geringer als beim Plattieren ist. Die dynamische Rekristallisation führt zu feinen Körnern und somit erhöhter Festigkeit [123-125, 130, 136].

Simulationen von Wu et al. legen nahe, dass eine hohe Scherung bei nur einem Stich zu starker Kornfeinung führt, während das Durchführen mehrerer Zyklen nur einen geringen Einfluss auf die Korngröße hat [138]. Das gilt für die Anwendung von ECAP und dem widersprechen auf das DSR bezogen die Ergebnisse von Loorenz und Ko [139], die sowohl für steigende Geschwindigkeitsdifferenz als auch für eine zunehmende Anzahl an DSR-Stichen abnehmende Korngrößen und zunehmende Härte registriert haben. Die Erhöhung der Duktilität bei größer werdendem

Geschwindigkeitsunterschied von Ober- und Unterwalze wird von Kim et al. damit begründet, dass die inhomogene Zwillingsbildung unterdrückt wird [131], die mit den vorliegenden feinen Körnern begründet wird, in denen die für Zwillingsbildung notwendigen Spannungskonzentrationen nicht verfügbar sind. Zudem behindern die nahen Korngrenzen das Zwillingswachstum.

Ng et al. haben am System Aluminium-Titan gezeigt, dass ARB und DSR in einem Schritt kombiniert werden können [92] und dass dabei im Vergleich zum normalen ARB feinere Körner entstehen, sowie bei anschließender Reaktionsglühung erhöhte Diffusion auftritt. Das äußert sich in dickeren Schichten von Titanaluminiden. Jedoch schnüren die Titanlagen bei dem Prozess bereits beim ersten Walzstich ein und reißen vollständig ab, so dass Aluminium die Verformung und somit auch die zusätzliche Scherung bei allen folgenden Walzstichen allein trägt. Der Ansatz der gleichzeitigen Kombination von ARB und DSR wird in der vorliegenden Arbeit nicht übernommen, sondern die Prozesse werden nacheinander durchlaufen. Zunächst wird mit Hilfe von ARB der feinlagige Titan/Aluminium-Verbund hergestellt und anschließend mit dem Ziel von gleichzeitig erhöhter Festigkeit und Duktilität schergewalzt. Ausgehend von den von Ng et al. berichteten Problemen wird dem Durchführen einer homogenen Verformung besondere Aufmerksamkeit gewidmet.

4. Methoden

4.1. Walzen und Akkumulatives Walzplattieren

Walzgerüste sind nicht die einzigen, jedoch die zentralen Werkzeuge für die Arbeiten zu dieser Dissertation. Es sind drei verschiedene Walzen zum Einsatz gekommen. Die wichtigsten technischen Parameter der Walzen sind in Tabelle 1 zusammengefasst. Alle drei Walzgerüste sind im Rahmen dieser Arbeit mit neuen Führungen ausgestattet worden, die auf der Einlaufseite näher am Walzspalt enden. Wegen der hohen Umformgrade neigen die Bleche zum seitlichen Ausscheren. Nur wenn die Blechstapel durch genau an die Blechbreite angepasste Führungen daran gehindert werden, ist Walzplattieren möglich. Die bei der Carl Wezel K.G. in Mühlacker verwendete und von dieser Firma hergestellte Walze wurde zusätzlich mit einer Auslaufführung versehen. Das Maschinenbauunternehmen Carl Wezel betreibt selbst eine eigene Walze zu Forschungszwecken, ist aber auch der Hersteller der Warmwalze an der BTU Cottbus. Zur Unterscheidung der verwendeten Maschinen werden stets die Betreiber genannt. Zum Einsatz kommen 1 mm dicke Bleche hochreinen Titans (99,995%) und einer Magnesium- und manganhaltigen Aluminiumlegierung (AA5049, $\text{AlMg}_2\text{Mn}_{0,8}$). Die eingestapelten Bleche sind folglich zu Beginn jedes ARB-Zyklus 5 mm hoch und werden auf eine Dicke von 2,5 mm reduziert.

Tabelle 1: Übersicht der für den ARB-Prozess verwendeten Walzen & deren Eigenschaften

Betreiber, Ort	IFW Dresden, Dresden	BTU Cottbus, Cottbus	Carl Wezel, Mühlacker
Prinzip	Quarto	Duo	Quarto und Trio
Walzenheizung	Keine	Bis 300°C	Keine
Arbeitswalzen- durchmesser	110 mm	330 mm	Quarto: 135 mm Trio: 235/290 mm
Blech-Führung an Haspelzug	Einlaufseite keiner ver- wendet	Einlaufseite keiner	Ein- und Auslauf Beidseitig manu- eller Haspelzug
Oberflächenge- schwindigkeit	3,5...20 m/min	5 m/min	3 m/min

Alle zu plattierenden Oberflächen werden mit Ethanol gereinigt und mit einer Satiniermaschine der Firma Würth (WM100) gebürstet. Die Stahlbürsten werden sortenrein für Aluminium bzw. Titan verwendet. Anschließend werden die Bleche gestapelt und innerhalb einer Minute ab dem Bürsten gewalzt. Am Auslauf wird einer üblicherweise auftretenden Verbiegung der Bleche in vertikaler Richtung durch Niederhalten vorgebeugt. Für den ersten Plattierschritt werden zwei Titan- und drei Aluminiumbleche im Wechsel gestapelt, wobei die äußeren Bleche aus Aluminium bestehen. Diese äußeren Lagen bestehen aus einem einzigen Blech von doppelter Länge, das am hinteren Ende um die anderen Bleche gefaltet ist. Die Titanbleche sind 5-10 mm kürzer als die Aluminiumbleche, um das Greifen der Walze zu erleichtern. Zu Beginn des Walzens werden daher die drei Lagen Aluminium ohne die Titanlagen um nur 20% in der Dicke reduziert, ermöglichen damit das Greifen der Walzen und ziehen die Titanbleche in den Walzspalt. Bei den bereits plattierten Folgezyklen werden nur jeweils zwei Bleche gestapelt. Um das Einziehen in den Walzspalt zu erleichtern, werden zwei Fasen an das vordere Blechende geschliffen. Zusätzlich werden die Außenflächen an den vorderen 10 mm durch Bürsten aufgeraut, um die Reibung mit der Walze zu erhöhen.

An der Carl-Wezel-Walze in Mühlacker werden davon abweichend die Bleche in die weit geöffnete Walze gelegt und diese anschließend ohne Walzvortrieb auf die Walzspaltdicke geschlossen. Bevor der Walzvorgang startet, wird über Zugbänder ein- und auslaufseitig Zugkraft aufgebracht, um das vertikale Verbiegen des Walzgutes sowie das Verdrehen längs zur Walzrichtung zu verhindern. Ohne diese Führung würden die Bleche seitlich gekrümmt werden (Säbelbildung). Weiterhin käme es zur Bildung von Seitenrissen und damit zum Verlust der Kontrolle über den Walzprozess, woraus eine Destruktion des Walzgutes resultieren würde.

Das Walzgerüst in Mühlacker wurde in zwei verschiedenen Walzprinzipien genutzt: im Quartoprinzip und im Trioprinzip. Im Quartoprinzip wird die

Durchbiegung der beiden gleich großen Arbeitswalzen durch jeweils eine größere Stützwalze vermindert.

Die Walzenzuführung der Warmwalze an der BTU Cottbus besteht aus einem Heiztisch, der auf 100°C geheizt ist. Das Blech gibt zwischen der Ofenentnahme und dem Walzvorgang zunächst allseitig Wärme an die Luft ab. Danach wird die Wärme einseitig an den Walztisch abgeführt, während über die verbleibenden Oberflächen die Wärme weiterhin an die Luft abgeführt wird. Auf den Heiztisch ist an der Einlaufseite ebenfalls eine Blechführung installiert.

Die Variation der Reduktion und der seitliche Versatz der Einzelbleche führen zu einer ungleichmäßigen Verformung, die in vielen Fällen zum Entstehen von Seitenrissen führt. Daher müssen die Kanten der plattierten Bleche vor dem nächsten Walzzyklus getrimmt werden. Das Verfahren Wasserstrahlschneiden erwies sich in Vorversuchen als nicht durchführbar. Hierbei schwammen die Bleche aufgrund ihrer geringen Masse unter dem Einfluss der starken Wasserwirbel auf, so dass kein exakter Schnitt möglich war. Für niedere Walzzyklen und dünne Bleche erwies sich das Schlagscheren als geeignet, beim Schneiden dickerer und mehrfach gewalzter Bleche stumpft die Schneide jedoch nach wenigen Schnitten ab und die Schnittkanten zeigen Scharten, die neue Risse hervorbringen.

Daher wurde sowohl beim Trimmen der Bleche als auch beim Herstellen der Metallographie- und Zugproben elektroerosiv geschnitten. Diese Arbeiten werden an eine Brother HS-3100 Erodiermaschine am Institut für Strukturphysik der TU Dresden durchgeführt.

Die Ausgangsbleche werden vor dem ersten Plattieren nach Materialien getrennt durch Glühen rekristallisiert. Dazu werden das Titan bei 700°C und die Aluminiumlegierung bei 300°C im Vakuum (10^{-6} mbar) für 90 min geglüht. Als Sauerstoff-Fänger wird dabei Niob verwendet. Als Ergebnis der ersten Versuche wird eine Zwischenglühung nach jedem ARB-Stich

eingeführt. Diese wird im Vakuum (10^{-6} mbar) für 90 min bei 450°C bzw. 550°C durchgeführt.

4.2. DSR - Scherwalzen

Das Osaka Municipal Technical Research Institute (OMTRI) im japanischen Osaka betreibt eine Forschungswalze, die für das Walzen mit Geschwindigkeitsdifferenz von Ober- und Unterwalze (DSR) geeignet ist, da die beiden Walzen unabhängig voneinander motorisiert und gesteuert sind. Die Parameter der Walze sind in

Tabelle 2 zusammengestellt.

Tabelle 2: Die für den DSR-Prozess verwendete Walze und ihre Haupteigenschaften

Betreiber, Ort	OMTRI, Osaka
Prinzip	Duo, separat motorisiert
Vorheizung	Keine genutzt
Arbeitswalzendurchmesser	250 mm
Führung	keine
Haspelzug	keiner
Oberflächengeschwindigkeit	Oberwalze: $2\ldots 9 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ Unterwalze: $2 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Im Rahmen dieser Arbeit wird diese Walze für Versuche an (i) den Ausgangsmaterialien sowie (ii) den einfach plattierten Ti/Al Verbunden und (iii) den mit sechs ARB-Zyklen hergestellten Verbunden genutzt. In Vorversuchen wurde festgestellt, dass eine Dickenreduktion von 20% geeignet ist, da sie gewährleistet, dass die Walzen das Walzgut greifen. Daraufhin wurde in weiteren Vorversuchen durch sukzessives Verringern der Walzgutbreite ermittelt, bei welcher Breite der Bleche die Motorleistung ausreicht, um die DSR Versuche so durchführen zu können, dass das unterbrechungsfreie Scherwalzen eines kompletten Bleches möglich ist. Alle Scherwalz-Versuche werden bei 30 mm Breite durchgeführt.

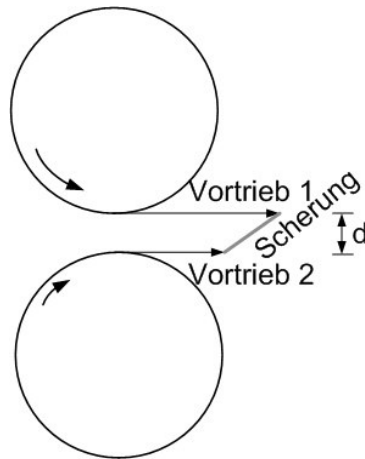


Abb. 4: Skizze zur Scherung beim Differential speed rolling

Aus dem Verhältnis der Geschwindigkeit der beiden Walzen wird die Scherung γ ermittelt. Dabei wird vereinfachend eine konstante Blechdicke angenommen. Die Größen der Gleichung werden in Abb. 4 dargestellt.

$$\gamma = \arctan \left(\frac{\frac{v_{\text{Oberwalze}}}{v_{\text{Unterwalze}}} - 1}{d} \right)$$

Während des DSR wird an mehreren Blechen die Verteilung der Scherung in Blechebenennormalenrichtung bestimmt. Dafür wird die Scherung aus der lateralen Verschiebung eines Kupfersteckers berechnet, wie in Abb. 5 schematisch gezeigt wird. Dafür werden vor dem Walzen in die Bleche mit fünf und mit 160 Lagen Löcher gebohrt und mit weichgeglühten Kupfersteckern gefüllt. Die Kupferstecker verformen sich während des Walzens gemeinsam mit dem sie umgebenden Titan/Aluminium-Verbundblech. Anschließend werden Längsschliffproben entnommen, bei der die Kupferstecker mittig geteilt und geschliffen werden. Dafür werden an die beiden Kanten eines Kupfersteckers Kurven angefügt. Der Arcustangens der ersten Ableitung dieser Kurven ergibt die örtliche Scherung $\gamma(z)$.

$$\gamma(z) = \arctan \left(\frac{dx}{dz} \right)$$

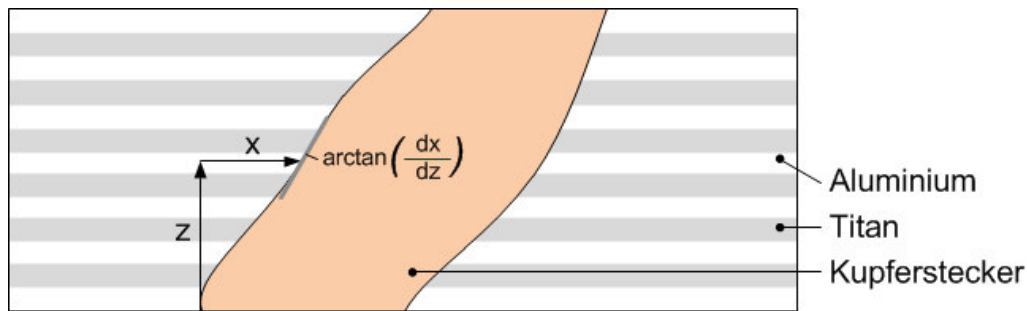


Abb. 5: Skizze zur Berechnung der Scherung aus eingelegten Stiften

4.3. Metallographische Probenpräparation

Die Auswirkungen der Umform- und Glühprozesse auf das Gefüge werden mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) und Elektronenrückstreubeugung untersucht. Eine Voraussetzung für die Gefügeanalyse mittels REM ist eine ebene Oberfläche ohne Verformungsschichten. Diese Beilby-Schichten[140, 141] werden bei jedem Schleif- und Polierschritt gebildet. Es gibt hybride Herstellungsmethoden, wie Läppen, und andere Methoden, wie chemisches und elektrochemisches Polieren, die keine Beilby-Schichten verursachen. Diese sind jedoch nicht in jedem Fall auf mehrphasige Materialien anwendbar, insbesondere wenn Verbunde mit unterschiedlichen Härten untersucht werden. Bei der Entwicklung einer geeigneten metallographischen Vorschrift für die Titan/Aluminium-Verbundproben waren folgende Problemstellungen zu überwinden:

- 1) Neben der Beilby-Schicht bildet Aluminium eine Abriebschicht, welche die Oberfläche bedeckt. Diese Schicht verdeckt auch Schleifriefen und verhindert die Anwendung der üblichen metallographischen Kriterien zum Beenden eines Schleifschrittes.
- 2) Insbesondere bei mehrphasigen Materialien tritt ein Unterschied in der Abtragsgeschwindigkeit auf, sodass Kanten entstehen. Diese werden durch den Schleifvorgang abgerundet, was bis zu einem gewissen Grad in Abhängigkeit von dem Ziel der Präparation toleriert werden kann. Im Falle

feinlaminaer Verbundwerkstoffe mit Schichtdicken von wenigen Mikrometern wird die gesamte Oberfläche wellig und die Analyse des Gefüges unmöglich. Diese Welligkeit tritt einerseits während der letzten Schleifschritte auf, aber andererseits entsteht sie auch beim elektrolytischen Polieren, so auch in Abb. 6.

3) In Kontakt mit der Luft bilden Aluminium und Titan eine dichte Oxidschicht auf der Oberfläche. Besonders in feuchter Atmosphäre sind diese Schichten so dick, dass sie die Betrachtung des Gefüges mittels REM verhindern. Ab. 7 zeigt den Unterschied von bedeckter und unbedeckter Oberfläche. Die Deckschicht ist in der rechten Bildhälfte abgeplatzt. Während die Deckschicht (links) die Beobachtung des Gefüges im Elektronenmikroskop verhindert, ist das Gefüge ohne die Deckschicht im SE-Kontrast sichtbar.

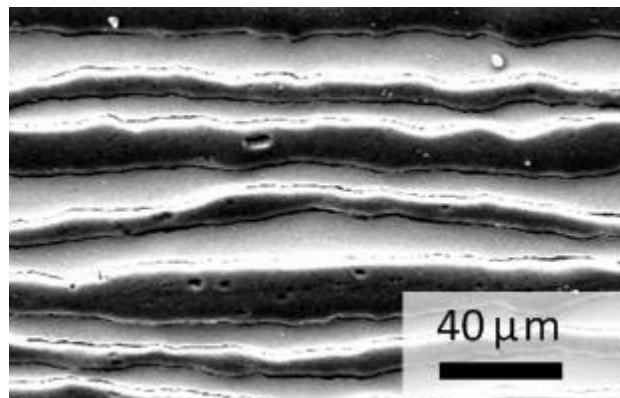


Abb. 6: Kantenabrundung an jeder Aluminium-Titan Phasengrenze

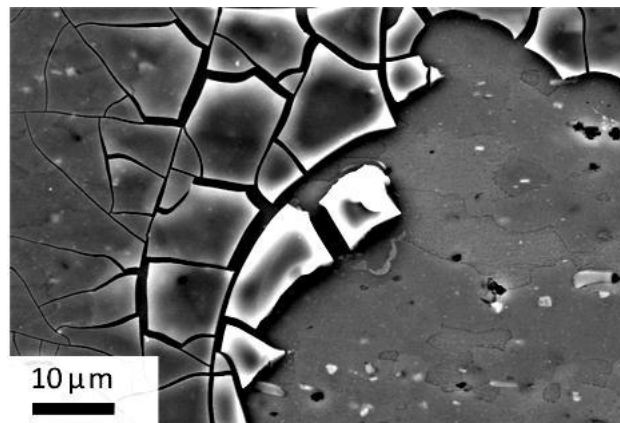


Abb. 7: Die Oxidschicht (links) verhindert die Beobachtung des Gefüges von Aluminium, das in der rechten Bildhälfte abgeplatzt ist und damit die Beobachtung des Gefüges ermöglicht

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine metallographische Präparationsvorschrift entwickelt, die REM Aufnahmen sowie EBSD Messungen mit hoher Indizierung von über 90 % in beiden Phasen erlaubt. Aus den zu untersuchenden Blechen werden mittels Elektroerosion Proben von 6 mm x 9 mm herausgetrennt und in Klemmhaltern fixiert, die mit einem Stift ausgestattet sind. In dieser elektrisch leitfähigen Halterung kann die Probe sowohl geschliffen, poliert und elektropoliert, als auch im Elektronenmikroskop untersucht werden. Das bietet gegenüber eingebetteten Proben den Vorteil, dass keine Änderung der Probenfixierung erforderlich ist und verhindert damit die Beschädigung der Probe durch Einbettung, Ausbettung und Lösen von Klebeverbindungen. Die Schleifschritte werden so kurz wie möglich ausgeführt. Die Probe wird in einem Struers Accustop mit geringem Druck auf Schleifpapier der Körnungen P1000, P2400 und P4000 geschliffen und dabei jeweils um eine definierte Höhe von 20 µm abgetragen. Beim Schleifen mit Schleifpapier der Körnung P4000 wird der Abtrag auf ca. 10 µm reduziert. Auf diese Weise wird die ansonsten auftretende Profilbildung in mehrphasigen Materialien vermieden. Anschließend erfolgt ein Polierschritt mit einer Diamantsuspension, deren Partikel einen maximalen Durchmesser von 3 µm aufweisen. Dieser Schritt ist zum Entfernen der Aluminium-Deckschicht notwendig. Der 10 Minuten dauernden Diamantpolitur auf hartem Baumwolltuch folgt ein ebenso langer Polierschritt mit einer Aluminiumoxidsuspension (Mastermet 2 von Struers) auf hochflorigem Tuch. Als Gleitmittel dient handelsübliches Spülmittel der Marke fit. Das Poliermittel wird anschließend mittels eines in Ethanol getränkten, rotierenden und hochflorigen Poliertuchs entfernt. Abschließend wird die Probe elektrolytisch mit dem kommerziellen Elektrolyt Struers A3, bestehend aus Methanol, Perchlorsäure, Vogels Sparbeize und 2-Butoxyethanol [142], poliert. Der Elektrolyt wird auf 240 - 250 K gekühlt. Der Strom ist von der Temperatur abhängig, da dafür Ionen im Elektrolyt

bewegt werden müssen. Trotz der Kühlung ist die Stromdichte mit 3 mA/mm^2 ($U = 33 \text{ V}$) so hoch, dass es zu einer Aufrauung der Oberfläche und damit einer Kantenverrundung kommt. Daher werden die Proben zusätzlich vor dem Polieren durch Eintauchen in flüssigen Stickstoff auf 77 K abgekühlt. Diese Temperatur liegt unterhalb der Schmelztemperatur von Methanol von etwa 175 K . Da der Elektrolyt, der hauptsächlich aus Methanol besteht, aber wärmer ist, nur eine kurze Kontaktzeit hat und die Menge des Elektrolyten gegenüber der jeweiligen Probe sehr groß ist, gefriert er nicht. Bei längerer Kontaktzeit werden die Probenoberfläche und damit der Elektrolyt an der Probenoberfläche so warm, dass der Strom nach ca. 5 Sekunden stark ansteigt. Zuvor fließt ein ausreichend geringer elektrischer Strom von ca. $1,5 \cdot 10^{-2} \text{ mA/mm}^2$. Diese geringe Stromdichte gewährleistet eine glatte Oberfläche mit geringer Kantenverrundung. Die Gesamtpolierzeit beträgt dreißig Sekunden. Die Parameter des elektrolytischen Polierens sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

Tabelle 3: Parameter der elektrolytischen Politur

Ätz-Parameter	Wert
Elektrische Spannung	33 V
Stromdichte	$1,5 \cdot 10^{-2} \text{ mA/mm}^2$
Elektrolyt	Struers A3
Probentemperatur	77 K
Elektrolyttemperatur	240-250 K
Ätz-Zeit	6 x 5 Sekunden

4.4. Elektronenmikroskopie, EBSD und Korngrößenbestimmung

Die Auswirkung der Umformungen und Wärmebehandlungen auf das Gefüge der untersuchten Bleche wird mittels Rasterelektronenmikroskopie und Elektronen-Rückstreu-Beugung (electron back scatter diffraction, EBSD) bestimmt. EBSD liefert Informationen über die Kristall-

orientierungsverteilung in einem sehr kleinen Bereich der Bleche. Durch das Verknüpfen der Orts- und der Orientierungsinformation lassen sich Orientierungskarten erstellen, mit denen das Gefüge dargestellt werden kann.

Um eine Vergleichbarkeit der Messungen zwischen verschiedenen Proben zu ermöglichen, werden die Positionen bezüglich der Blechdicke (Blechebenen-Normalenrichtung) wie folgt festgelegt: Bei einphasigen Materialien sowie Verbunden ohne laminare Struktur werden die EBSD-Messungen auf der Höhe von einem Drittel der Strecke von der oberen zur unteren Blechkante durchgeführt. Bei laminaren Verbundblechen wird innerhalb der obersten Titanlage und der zweitobersten Aluminiumlage gemessen. Die Abbildungen aus dem SE-Kontrast am REM und EBSD-Karten werden an zwei verschiedenen Rasterelektronenmikroskopen erstellt: einem Zeiss Ultra-55 und einem Zeiss Gemini Leo 2. Beide sind mit einem „HKL“ EBSD-Detektor ausgestattet. Die Beschleunigungsspannung beträgt jeweils 10 kV. Die Proben sind gegenüber der Richtung des Elektronenstrahls um 69° bzw. 70° gekippt. Die Schrittweite für die EBSD-Messungen beträgt 200 nm für Aluminium und 40 nm für Titan. Eine Linie, die Flächen voneinander trennt, die in ihrer Kristallorientierung 15° oder mehr voneinander abweichen, wurde als Korngrenze definiert. Jede dieser Flächen entspricht dem Anschnitt eines Korns und wird im metallographischen Sprachgebrauch selbst als Korn bezeichnet.

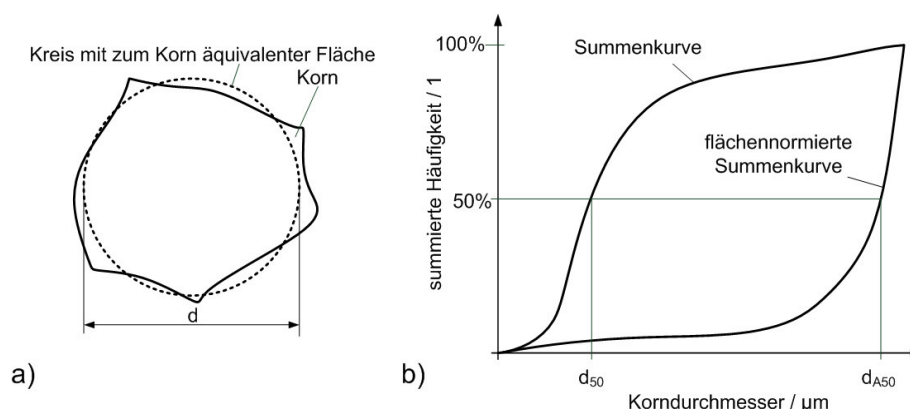


Abb. 8: Routine zur Bestimmung der mittleren Korngröße: die Kornfläche wird zu einem Durchmesser eines gleich großen Kreises umgerechnet (a); Die Kennwerte d_{50} und d_{A50} werden über die Summenkurven der Korngröße der einzelnen Körner bestimmt (b)

Für jeden dieser Anschnitte wird ein Korndurchmesser für einen Kreis gleichen Flächeninhaltes bestimmt. Der Medianwert aller Korndurchmesser einer Karte ist das Maß für den Vergleich der verschiedenen Proben. Da diese Kenngröße vor allem kleine Körner erfasst, wird zusätzlich der Median des Äquivalentkreisdurchmessers der flächengewichteten Korngrößen bestimmt. Diese Größe bildet besonders große Körner ab. Folglich werden zwei Werte aus dem gleichen Datensatz erstellt: Auf der einen Seite ein kleiner (siehe Abb. 8), entsprechend der Anzahl gewichteter Wert d_{50} , der vorwiegend kleine Körner beschreibt. Die Aussage dieses Kennwertes ist, dass 50% der Körner kleiner als der Medianwert sind. Auf der anderen Seite ein großer Wert d_{A50} (siehe Abb. 8) mit einem stärkeren Fokus auf große Körner. Die Aussage dieses Kennwertes ist, dass 50% der Querschnittsfläche von Körnern mit einer Fläche über dem Medianwert bedeckt ist. Der Vorteil dieser zwei Kennwerte ist, dass Änderungen in der Korngrößenverteilung deutlicher zu erkennen sind. Sie bilden auch eine Verbreiterung der Korngrößenverteilung ab. Eine breite Verteilung der Korngrößen ist charakteristisch für stark plastisch verformte Materialien. Die Aufnahmen der Schliffbilder werden ebenfalls an den verwendeten Elektronenmikroskopen erstellt. Hierzu sind die Proben jedoch nicht gekippt. Es wird ein Sekundärelektronen-Detektor verwendet, der Informationen über Topographie und Phasenverteilung der Probe liefert.

4.5. Zugversuche

Mit einachsigen Zugversuchen werden die mechanischen Kennwerte der Bleche und Verbundbleche ermittelt. Die Hauptachse der Zugproben liegt für alle Bleche in Walzrichtung. Für jeden Zustand wurden vier bzw. fünf gleichartige Proben gemessen, von den Messungen wurden nur jene verwendet, bei denen die Stelle des Bruches bzw. der lokalen

Einschnürung innerhalb des Messbereiches des Extensometers lag. Die Proben wurden bei Raumtemperatur und einer Dehnrates von $0,01 \text{ s}^{-1}$ geprüft. Ihre Geometrie ist in Abb. 9 gezeigt.

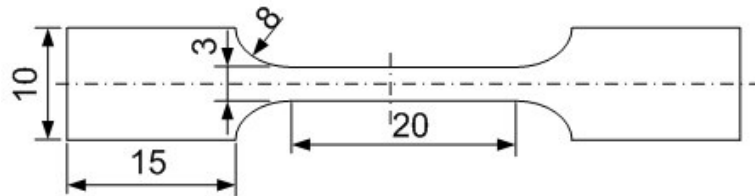


Abb. 9: Geometrie der Zugproben. Die Dicke der Zugproben entspricht der Dicke der Bleche

Als Kennwerte werden die Dehngrenze $\sigma_{0,2}$, die Zugfestigkeit σ_{\max} und die Bruchdehnung ε_f bestimmt (siehe Abb. 10). Die gemessenen Kurven beginnen abweichend von der Idealform generell nicht linear. Der für die Bestimmung von Dehngrenze und Bruchdehnung ε_f notwendige Elastizitätsmodul wird daher aus dem maximalen Anstieg der Spannungs-Dehnungskurve bestimmt. Die viellagigen Zugproben reißen lagenweise. In der Spannungs-Dehnungskurve äußert sich das in einem stufenförmigen Spannungsabfall (siehe Abb. 10). Der erste Wendepunkt der Kurve nach der Einschnürdehnung markiert die Dehnung beim Reißen der ersten Lage und wird als Bruchdehnung festgelegt. Der Rest der Kurve wird an diesem abgeschnitten.

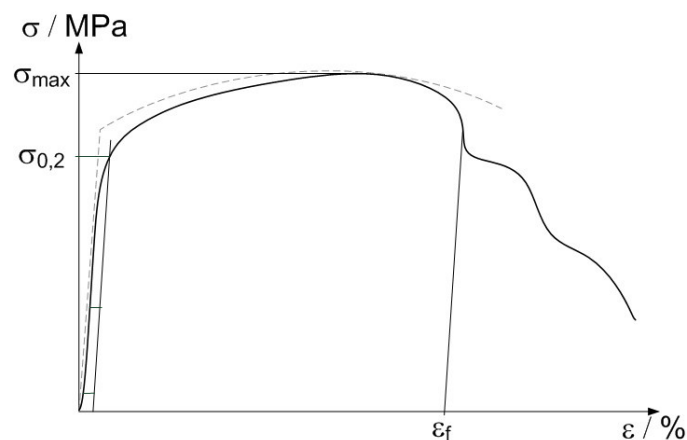


Abb. 10: Skizze einer idealisierten (grau gestrichelt) und für die gemessenen Proben typisierten Spannungs-Dehnungskurve sowie der Kennwerte

4.6. Härtemessungen

Die Härtemessungen erfolgen an zwei Härtemessgeräten der Baureihe Nanotester der Firma MTS. Die Messparameter sind dabei identisch (siehe Tabelle 4).

Tabelle 4: Messparameter bei der Härtemessung

Messparameter	Wert
Indentergeometrie	Berkowich
Eindringtiefe	1 μm
CSM Frequenz	45 Hz
Querkontraktionszahl	0,35

Während der Berkowich-Indenter mit einer Rate von $0,05 \text{ s}^{-1}$ in das Material eindringt, wird eine Schwingung mit 45 Hertz überlagert. Das ermöglicht die kontinuierliche Härtebestimmung für jede Eindringtiefe, woraus sich der englische Begriff für die Methode „continuous stiffness mode“ (CSM) ergibt. Die Eindringtiefe ist die Steuerungsgröße und wie in Abb. 11 skizziert, auf 1000 nm begrenzt, die dafür aufgebrauchte Kraft ist die Messgröße.

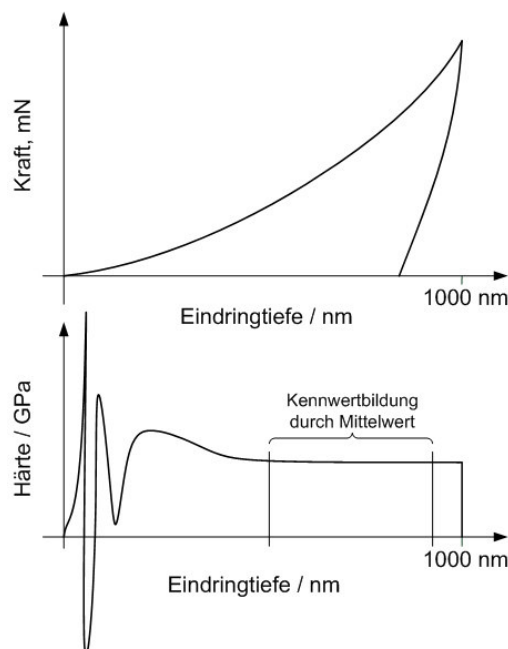
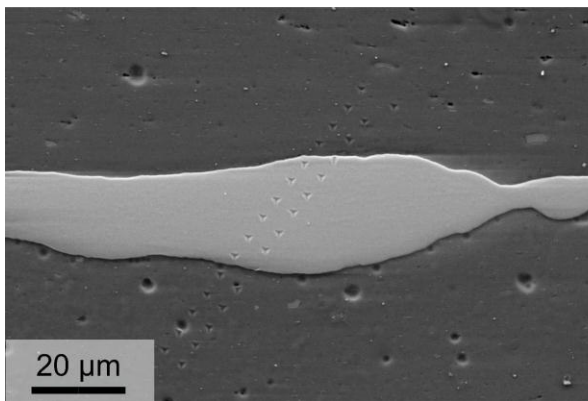
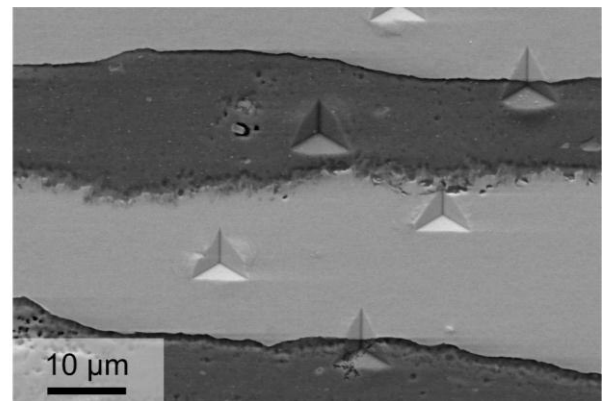


Abb. 11: qualitative Kraft-Eindringkurve und daraus berechnete Härte

Die Bestimmung der Härte ergibt sich aus dem Quotienten der Kraft und der Kontaktfläche. Diese ist eine Funktion der Eindringtiefe, die durch die Geometrie des Berkowitsch-Indenters bekannt ist. Da es am Anfang der Messung, also den ersten Nanometern Eindringtiefe, zu starken Schwankungen der Messwerte kommt, wird der Härtewert eines Messpunktes aus den zwischen 500 und 900 nm Eindringtiefe gewonnenen Daten gemittelt, wie in Abb. 11 schematisch gezeigt. Die Messpunkt-Mittelwerte werden dann für die Phasen der jeweiligen Probe getrennt gemittelt. Abbildung 12 zeigt eine Doppelreihe von Indentereindrücken. Die Härtewerte werden für jede Phase getrennt gemittelt. Indents, die an der Grenzfläche zweier Phasen gesetzt wurden, bleiben bei der Berechnung der mittleren Härtewerte einer Probe unberücksichtigt.



a)



b)

Abb. 12: Härteeindrücke in Aluminium (dunkel) und Titan (hell).

5. Akkumulatives Walzplattieren

5.1. Einfluss von Walzenparametern

In fünf Abschnitten werden im Folgenden Walzparameter und Verarbeitungsschritte anhand von Morphologie und Gefüge der Phasen, sowie, wo sinnvoll, Härte und Spannungs-Dehnungskurven diskutiert. Die Einflussgrößen werden mit dem Ziel untersucht, laminare Ti/Al-Verbundbleche herzustellen. Wenn in einem Abschnitt ein geeigneter Parameter oder Hilfsschritt wie das Zwischenglühen ausgemacht wird, wird er im folgenden Abschnitt weiter verwendet.

5.1.1. Walzgut- und Walzenvorheizung

Für das Walzen gilt in der Regel, dass die notwendige Walzkraft mit steigender Temperatur abnimmt. Insbesondere Walzen oberhalb der jeweiligen Rekristallisationstemperatur ist wegen der fehlenden Kaltverfestigung des Walzgutes und der damit verringerten notwendigen Walzkraft produktionstechnisch vorteilhaft und resultiert wegen des einstellbaren feinkörnigen Gefüges in günstigen mechanischen Materialeigenschaften. Auch die weitere Umformbarkeit des rekristallisierten Gefüges ist gegenüber dem Gussgefüge besser. Beim Plattieren von Aluminium ergibt sich bei erhöhter Walztemperatur zudem der Vorteil, dass das Material mit geringerer Dickenreduktion plattiert werden kann, da das metallische Grundmaterial stärker erweicht als die bedeckende Aluminiumoxidschicht. Da beim ARB-Prozess mit der in dieser Arbeit verwendeten Stapelfolge ab dem zweiten Zyklus nur noch die Aluminiumlagen plattiert werden, kann die verringerte notwendige Reduktion für den Prozess genutzt werden. Es wird erwartet, dass die geringere Umformung zu einer Verringerung der Einschnürungen der Titanlagen führt. Allerdings ist die temperaturbedingte Erweichung von

Aluminium größer als die des Titans. Aufgrund der unterschiedlichen Schmelztemperaturen von Aluminium und Titan ist bei gleicher absoluter Temperatur die homologe Temperatur im Titan geringer als die im Aluminium. Dieser Abschnitt ist folglich der Fragestellung gewidmet, ob es einen Parameterbereich gibt, der ARB bei erhöhten Temperaturen ermöglicht und ob es dabei nutzbare Vorteile gegenüber dem Plattieren bei Raumtemperatur gibt. Die Versuche wurden an der BTU Cottbus durchgeführt.

Tabelle 5: Übersicht über die Walzgutvorwärmtemperaturen und Dickenreduktionen und das Walzergebnis in Bezug auf Einschnürungen und Plattierung

Temperatur	Reduktion		
	30%	40%	50%
Raumtemperatur	Nicht plattiert	Plattiert mit geringer Bindelagenfestigkeit, Schichten laminar	Plattiert, Necking der Titanschichten
200°C	Nicht plattiert	Plattiert mit ausreichender Bindelagenfestigkeit, Schichten laminar	Plattiert, Necking der Titanschichten
300°C	Nicht plattiert	Plattiert mit ausreichender Bindelagenfestigkeit, Schichten laminar	Plattiert, Necking der Titanschichten

Der ARB Prozess wird erst ab dem zweiten Zyklus warm durchgeführt, während das erste Plattieren am IFW-Quartogerüst bei Raumtemperatur ausgeführt wird. Die Walzentemperatur ab dem zweiten Zyklus beträgt konstant 300°C, variiert werden die Walzgutvorheiztemperatur von Raumtemperatur über 200°C bis 300°C und die Reduktion von 30% bis 50%. Die Ergebnisse des zweiten ARB-Zyklus sind in Tabelle 5 als Matrix dargestellt und alle erfolgreich plattierten Proben werden mit den Gefügebildern in Abb. 13 gezeigt. 30% Reduktion reichen bei keiner der gewählten Vorwärmtemperaturen zum Plattieren aus. Ab vierzig Prozent Reduktion plattieren die Aluminiumschichten, wobei für eine dauerhafte Bindung sowohl die Walze als auch die Bleche vorgewärmt sein müssen.

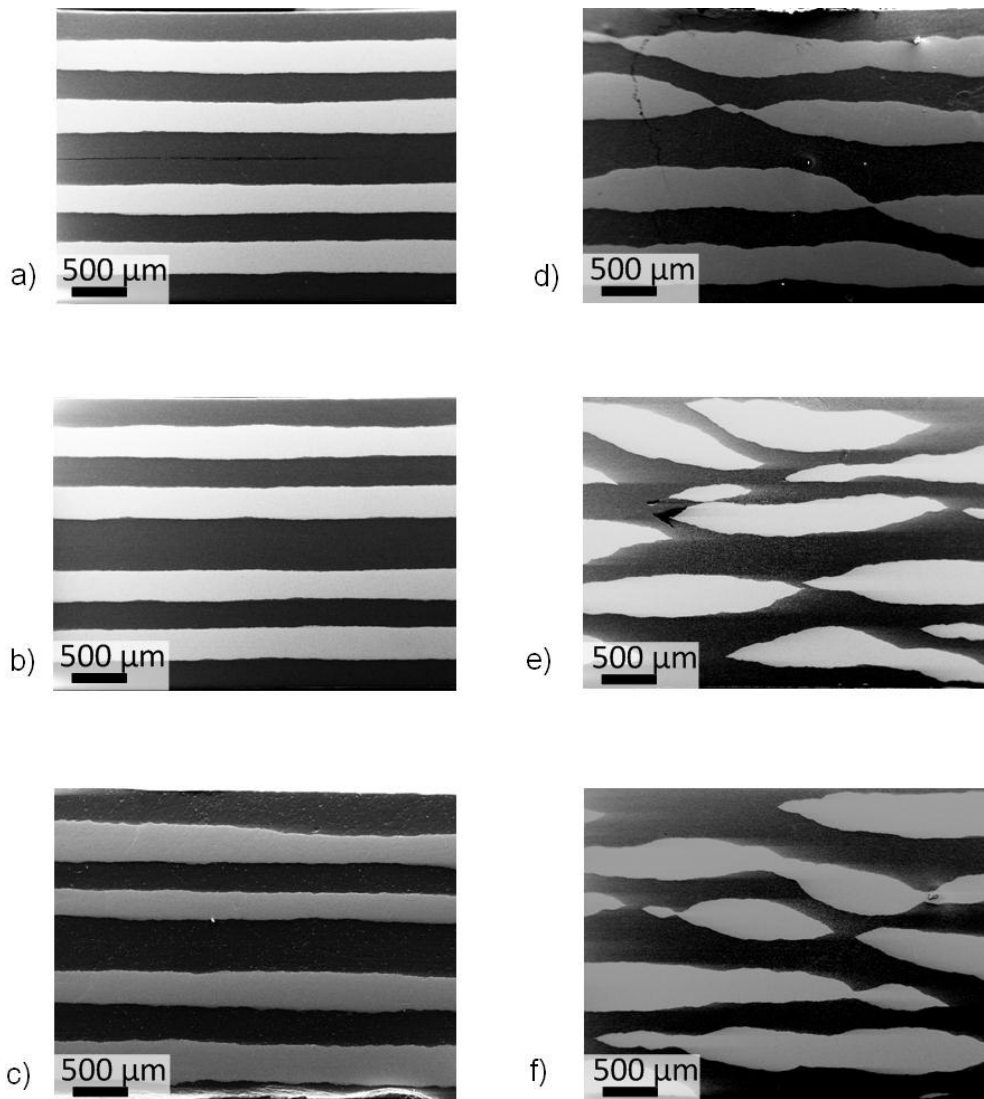


Abb. 13: Elektronenmikroskopische Aufnahmen mittels SE Detektor von Ti/Al-Verbunden nach einem ARB Zyklus bei Raumtemperatur und einem bei beheizter Walze. Die Bleche sind beim zweiten Zyklus mit 40% (a-c) bzw. 50% (d-f) Dickenreduktion gewalzt. Die Bleche hatten vor dem Walzen Raumtemperatur (a, d) bzw. 200°C (b,e) und 300°C (c,f) Vorwärmtemperatur.

Die Dickenreduktion von 50% führt bei vorgewärmter Walze zwar zum Plattieren, jedoch auch zum Einschnüren der Titanlagen, wie in Abb. 13 deutlich wird. Eine Dickenreduktion von 40% führt im zweiten Walzzyklus sowohl zum Plattieren als auch zu stabilen Schichten bei allen Walzgutvorwärmtemperaturen, wobei das Nicht-Vorwärmen der Bleche im Vergleich zu 200°C und 300°C Vorwärmen zu schlechterer Bindelagenfestigkeit führt. Da sich das Walzen mit 40% Dickenreduktion als am erfolgreichsten herausgestellt hat, wird dieser Wert für die

weiteren Warm-ARB-Zyklen beibehalten. Dabei werden auch die drei verschiedenen Vorwärmtemperaturen beibehalten, da sich bisher noch kein Hinweis auf die am besten geeignete Temperatur ergab. Beim dritten Zyklus führt eine Dickenreduktion von 40% unabhängig von der Vorwärmtemperatur der Bleche zum Plattieren. Die Lagenstabilität ist aber nur noch teilweise gegeben. In allen Proben weist die Hälfte der Titanlagen Ein- und Abschnürungen auf, während die andere Hälfte noch stabil ist (siehe Abb. 14). Die stabilen Lagen befanden sich zufällig entweder oben oder an der Unterseite der Bleche, sodass ein Einfluss der Walzzuführung oder des Temperaturunterschiedes der Walzen ausgeschlossen werden kann. Wie bei den Walzversuchen bei Raumtemperatur (siehe Abschnitt 5.1.2.) beeinflussen sich nur die Einschnürungen jener Titanlagen gegenseitig, die nur eine schmale Aluminiumzwischen-schicht haben.

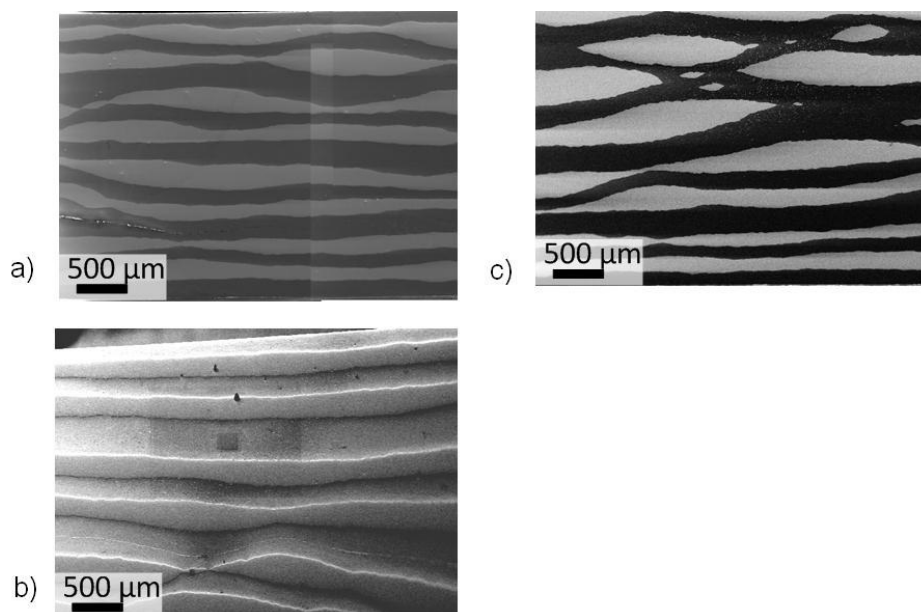


Abb. 14: Elektronenmikroskopische Aufnahmen mittels SE Detektor von Ti/Al-Verbunden nach einem ARB Zyklus bei Raumtemperatur und zweien bei beheizter Walze. Die Bleche sind beim zweiten und dritten Zyklus mit 40% Dickenreduktion gewalzt worden. Die Bleche hatten vor dem Walzen Raumtemperatur (a), 200°C (b) und 300°C (c).

Von diesen drei Blechen wird das bei 300°C vorgewärmte ARB-Blech einem vierten, gleichartigen, ARB-Zyklus unterzogen. Die zuvor stabil gebliebenen Titanlagen bleiben mit geringen Dickenvariationen laminar

(siehe Abb. 15 a). Der Längsschliff zeigt, dass die zuvor abgeschnürten Titanlagen weniger dickenreduziert sind.

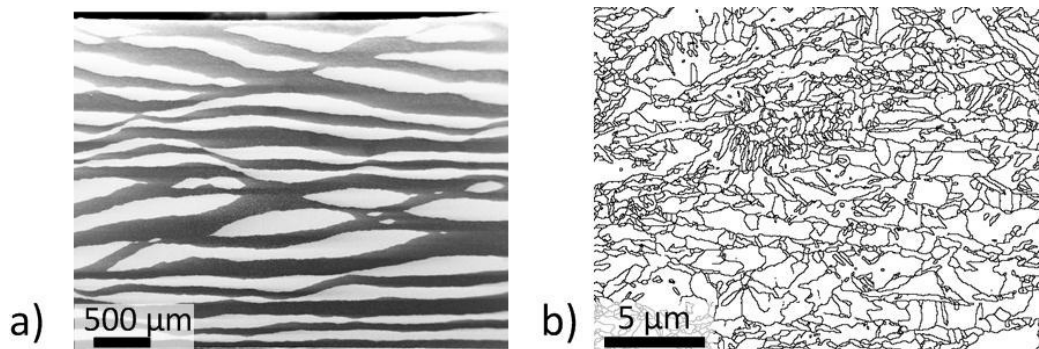


Abb. 15: Elektronenmikroskopische Aufnahme mittels SE Detektor eines Ti/Al-Verbundes nach einem ARB Zyklus bei Raumtemperatur und dreien bei beheizter Walze (a). Das Blech ist beim zweiten bis vierten Zyklus mit 40% Dickenreduktion gewalzt worden und wurde auf 300°C vorgewärmt. EBSD-Korngrenzenkarte von Titan derselben Probe (b).

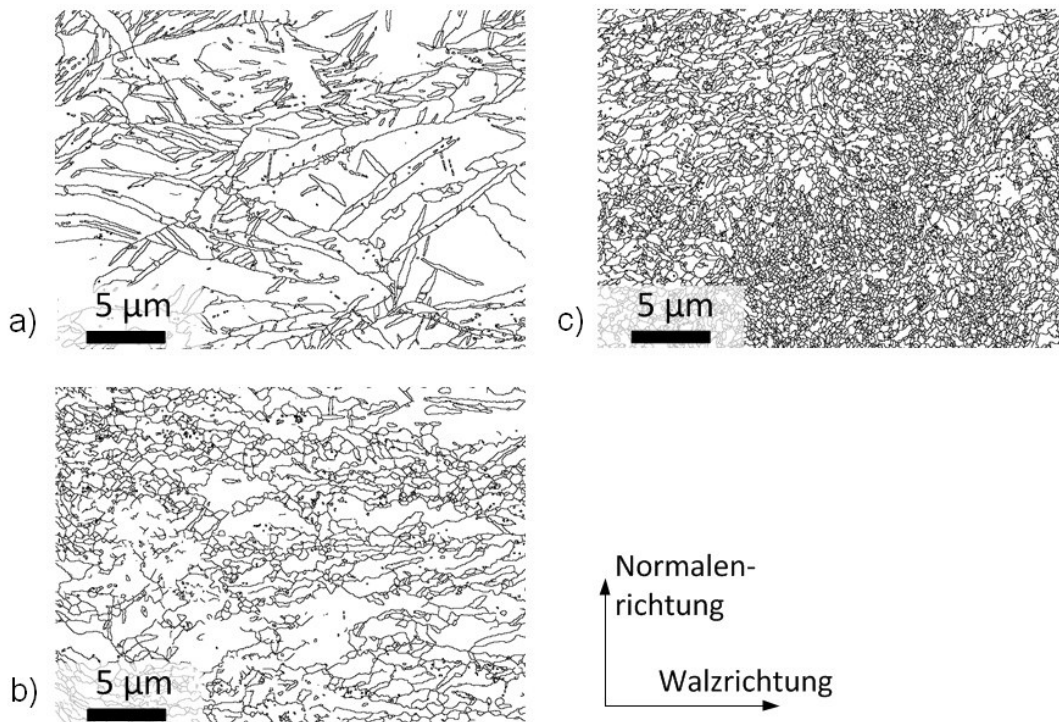


Abb. 16: Korngrenzenkarten von Titan in den in Abb. 13 abgebildeten Ti/Al-Verbunden mit 40% Dicken-Reduktion. Die Bleche wurden auf Raumtemperatur (a), 200°C (b) und 300°C (c) vorgewärmt.

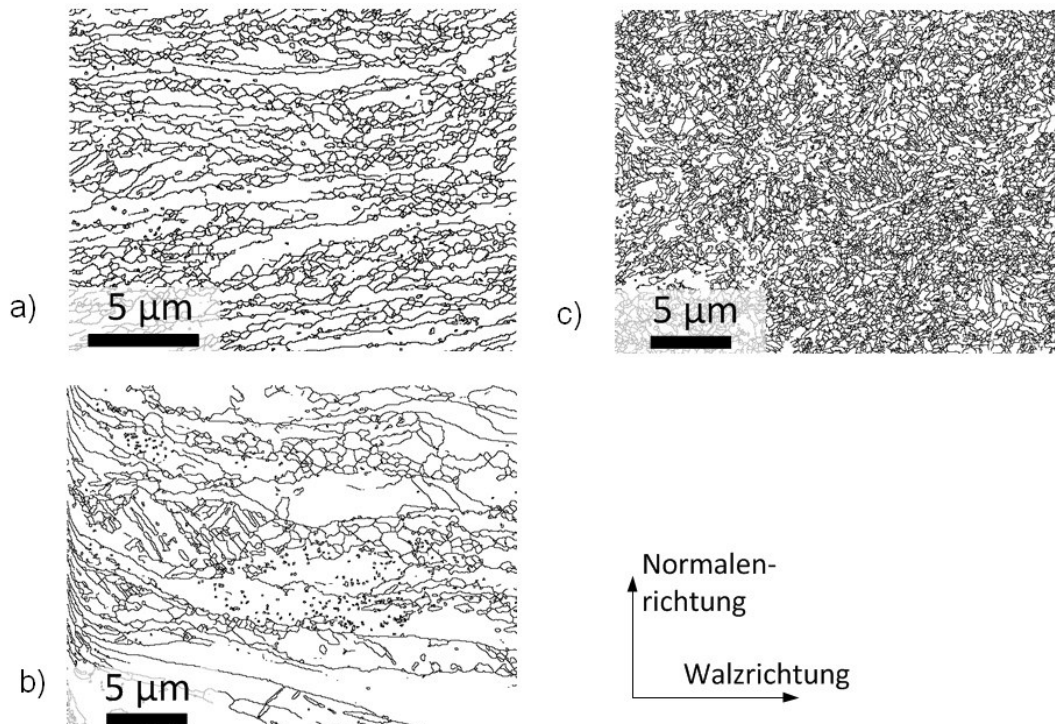


Abb. 17: Korngrenzenkarten von Titan in den in Abb. 14 abgebildeten Ti/Al-Verbunden. Die Bleche wurden auf Raumtemperatur (a), 200°C (b) und 300°C (c) vorgewärmt.

Sowohl beim zweiten als auch beim dritten ARB-Zyklus nimmt die flächennormierte Korngröße mit zunehmender Vorwärmtemperatur ab (siehe Abb. 16 und Abb. 17). Die einfache Korngröße beträgt ca. 0,2 µm (siehe Abb. 18). Beim Walzen mit auf 300°C vorgewärmter Walze und Walzgut rekristallisiert das Titan dynamisch. Für diese Temperatur bleibt, wie aus Abb. 18 hervorgeht, die Korngröße über die verschiedenen Zyklen hinweg konstant. Aluminium hat in allen Fällen ein Gefüge aus langgestreckten Körnern, daher wird nur eine Korngrenzenkarte in Abb. 19 dargestellt.

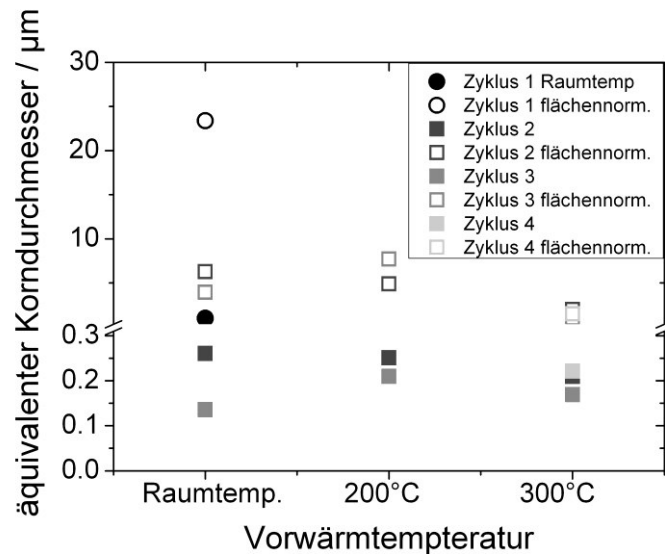


Abb. 18: Korngröße von Ti in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur und dem ARB-Zyklus mit auf 300°C vorgewärmter Walze.

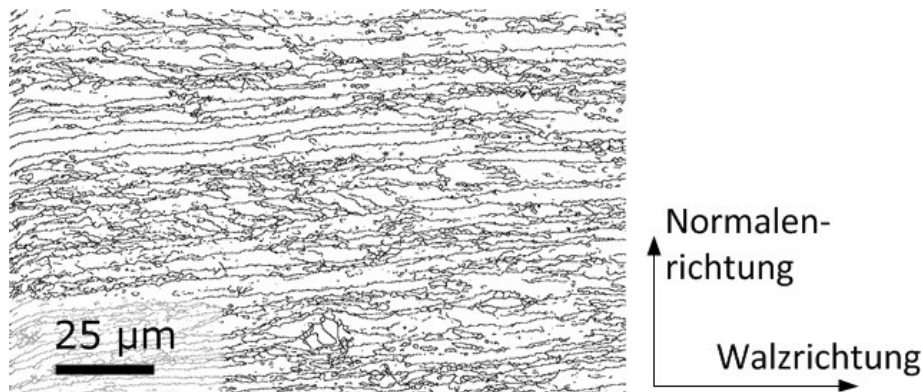


Abb. 19: Korngrenzenkarte von Aluminium nach einem ARB-Zyklus bei Raumtemperatur und einem weiteren bei Walzen- und Walzgutvorwärmtemperatur von 300°C und 200°C und 40% Dickenreduktion.

Zusammenfassend ermöglicht die Erhöhung der Walzentemperatur das Plattieren von Ti/Al-Verbunden bei einer geringeren Dickenreduktion als die in der Regel verwendeten 50%. Das Aluminium wird durch das Erwärmen aber deutlich weicher, so dass der Unterschied der Fließspannungen zwischen Aluminium und Titan größer wird. Die Verformung wird dadurch instabil und infolge dessen kommt es zur verstärkten Abschnürung des Titans. Mit dem Walzen mit 200°C bis 300°C und bei 40% Reduktion wurden zwar Parameter gefunden, die einen einzelnen Plattierschritt unter Unterbindung von Abschnüren ermöglichen. Weitere ARB-Stiche mit vorgewärmten Walzen und Blechen führen

dennoch zum Abschnüren der Titanlagen. Daher wird in den folgenden Abschnitten kein Vorwärmen von Blech und Walze angewandt, wodurch auch bei der Dickenreduktion der Standard von 50% verwendet wird.

5.1.2. Zwischenglühung

In Abschnitt 3.1. wurde anhand des Considère-Stabilitätskriteriums erläutert, dass für das Vermeiden von Einschnürungen tendenziell eine hohe Verfestigungsrate und eine geringe Festigkeit notwendig ist. Während des ersten ARB-Zyklus sind diese Voraussetzungen noch gegeben, doch schon beim zweiten ARB-Zyklus ist das Titan durch die vorhergehende Verfestigung bereits so fest, dass es während des Walzens nur noch wenig weiter kaltverfestigt und in der Folge dessen einschnürt. Durch eine Glühbehandlung bei 450°C für 90 Minuten unter Vakuum zwischen den ARB-Zyklen wird die Festigkeit jeweils wieder gesenkt und das Kaltverfestigungsvermögen wieder hergestellt. Für die Walzbarkeit des Titans wäre eine Glühtemperatur am besten geeignet, die oberhalb der Umwandlungstemperatur zur β -Phase liegt. Diese liegt für reines Titan jedoch oberhalb der Schmelztemperatur von Aluminium, so dass eine solche Wärmebehandlung nicht ohne Zerstörung des Verbundes möglich wäre. Für die in diesem Abschnitt gezeigten Versuche wird mit 450°C eine Temperatur gewählt, bei der die Diffusion von Titan in Aluminium nur in geringem Maße stattfindet. Bei Temperaturen oberhalb von 500°C wird die Diffusion deutlich stärker. Sie führt zwar zur Festigung der Titan-Aluminium-Bindelagen, jedoch auch zur Bildung von intermetallischen Phasen. Diese sind an dieser Stelle unerwünscht, denn dabei entstehende harte und spröde Partikel an der Bindelage würden zu einer Verringerung der Duktilität des Verbundwerkstoffes führen. Neue Titan-Aluminium Grenzflächen werden nur beim ersten ARB-Zyklus hergestellt. Bei den Folgezyklen werden diese weiter gestreckt, während neue Bindelagen nur

noch zwischen dem Aluminium erzeugt werden. Die Titan-Aluminium-Verbindungen sind daher nach dem letzten ARB-Zyklus mehrfach durch neues Walzen verstärkt worden, so dass eine hohe Diffusion zur Verstärkung der Bindung nicht notwendig ist.

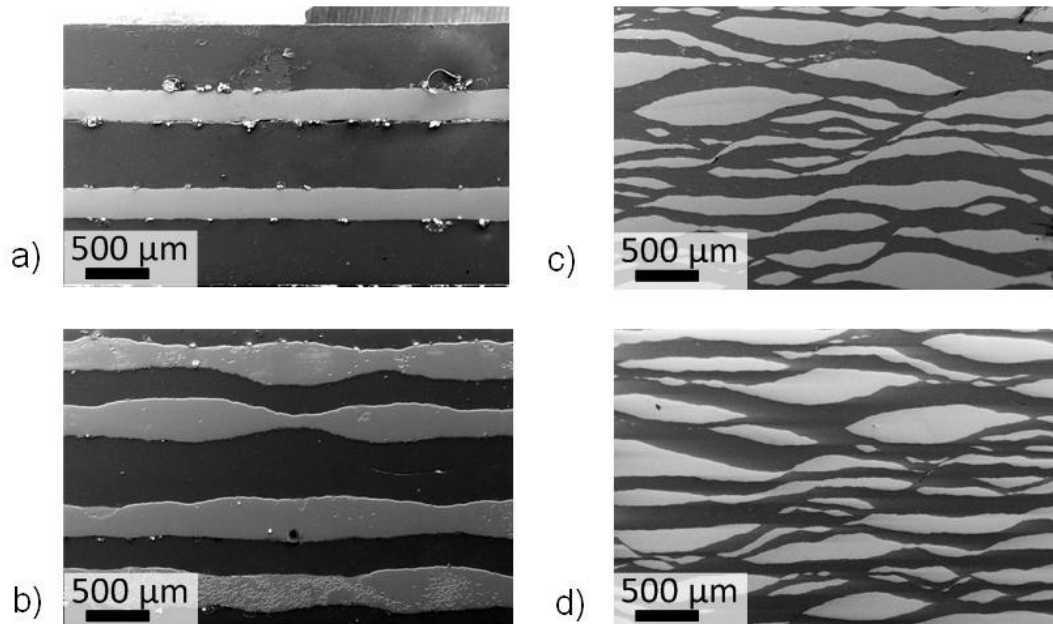


Abb. 20: Phasenverteilung nach dem 1., 2., 4. und 6. (a, b, c, d) ARB-Zyklus ohne Zwischenglühung. Die helle Phase ist Titan und die dunkle Aluminium.

Wird das Verbundblech zwischen den einzelnen ARB-Zyklen nicht zwischenwärmebehandelt, tritt bereits beim zweiten Walzzyklus ein deutliches Einschnüren der Titanlagen auf, die Lagen bleiben bei diesem Walzzyklus jedoch noch laminar. Bei den folgenden ARB-Schritten werden die Titanlagen dann vollständig abgeschnürt und bilden einzelne Plättchen (siehe Abb. 20). Die Plättchen werden bei den folgenden Walzdurchgängen quer zur Walzrichtung gebogen, während das Aluminium um die Titanplättchen fließt und deren Dickenreduktion deutlich vermindert ist.

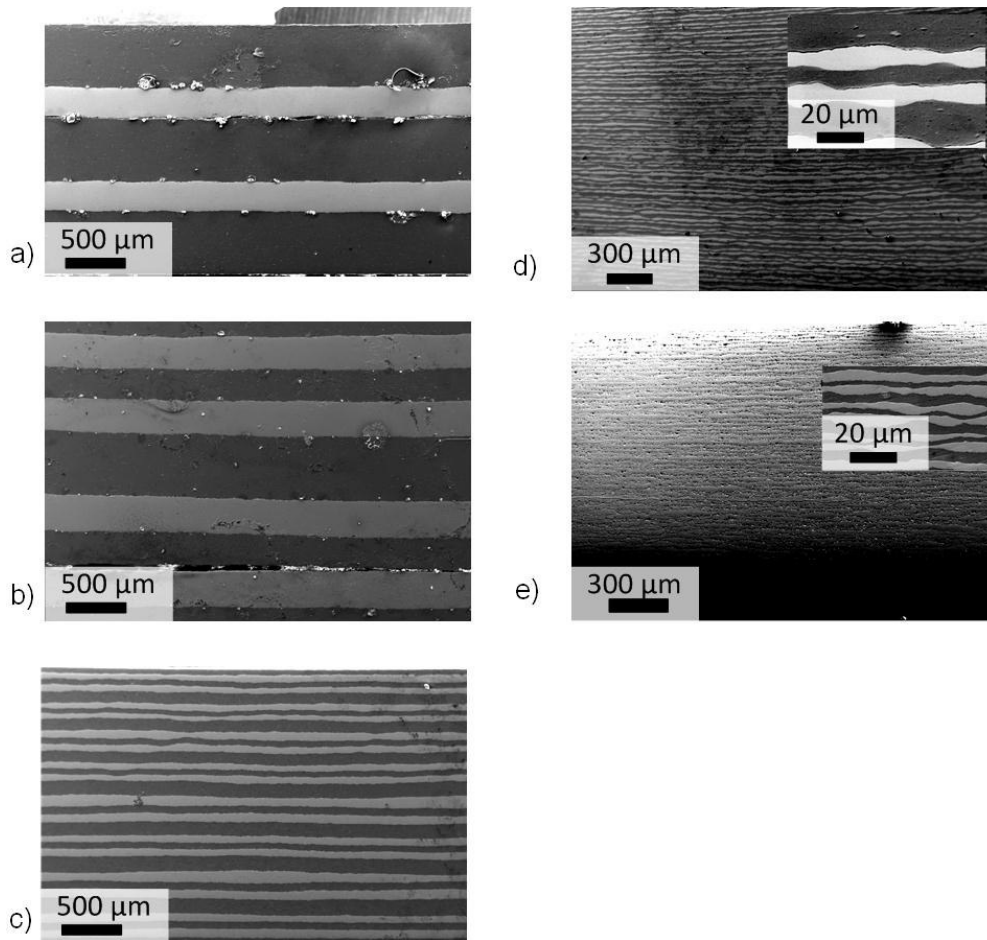


Abb. 21: Phasenverteilung nach dem 1., 2., 4., 6. und 8. (a, b, c, d, e) ARB-Zyklus mit Zwischenglühung. Die helle Phase ist Titan und die dunkle Aluminium.

Das Zwischenglühen bei 450°C unterbindet das Einschnüren beim Walzen nicht vollständig, verzögert es aber deutlich zu späteren ARB-Zyklen, so dass nach dem achten Walzzyklus noch zusammenhängende Titanschichten vorliegen (siehe Abb. 21). Nach dem vierten ARB-Zyklus mit Zwischenglühung sind vereinzelte Schwankungen der Schichtdicken sichtbar. Dabei beeinflussen sich nur jene Titanschichten gegenseitig, die eine dünne Aluminiumzwischen-schicht haben, während eine gegenseitige Beeinflussung zwischen verschiedenen Titanlagen mit dicken Aluminiumzwischen-schichten nicht auftritt. Die Unterschiede in den Aluminium-schichten werden durch die anfängliche Stapelung verursacht, bei der die beiden äußeren Lagen aus Aluminium bestehen. Bei den Folgezyklen trennen somit zwei ehemalige Aluminiumbleche die Titanlagen, während

weiterhin jeweils zwei Titanlagen nur ein ehemaliges Aluminiumblech als Zwischenlage haben. Eine dickere Aluminiumschicht dient folglich als Puffer, der verhindert, dass die Einschnürung einer Titanschicht eine andere in ihrer Verformung beeinflusst. Allgemein werden die Einschnürungen mit zunehmender Zahl an ARB-Zyklen zahlreicher.

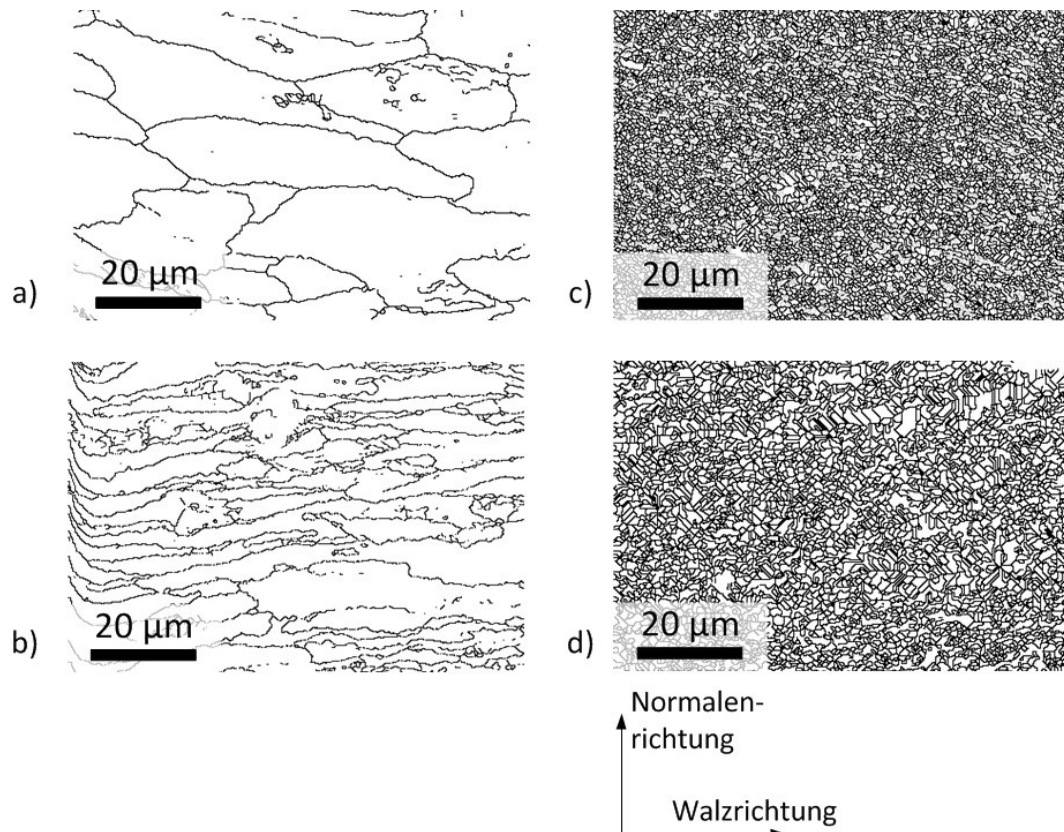


Abb. 22: Korngrenzenkarten von Aluminium nach dem 1., 2., 4. und 6. (a, b, c, d) ARB-Zyklus ohne Zwischenglühung.

Das Gefüge des Aluminiums im nicht zwischenwärmebehandelten Ti/Al-Verbund besteht nach dem ersten und zweiten ARB-Zyklus aus in Walzrichtung gestreckten Körnern. Bei den folgenden Zyklen ist die akkumulierte Verformung ausreichend groß, um dynamische Rekristallisation zu aktivieren, was sich in äquiaxialen und wesentlich feineren Körnern äußert, wie in Abb. 22 zu sehen ist.

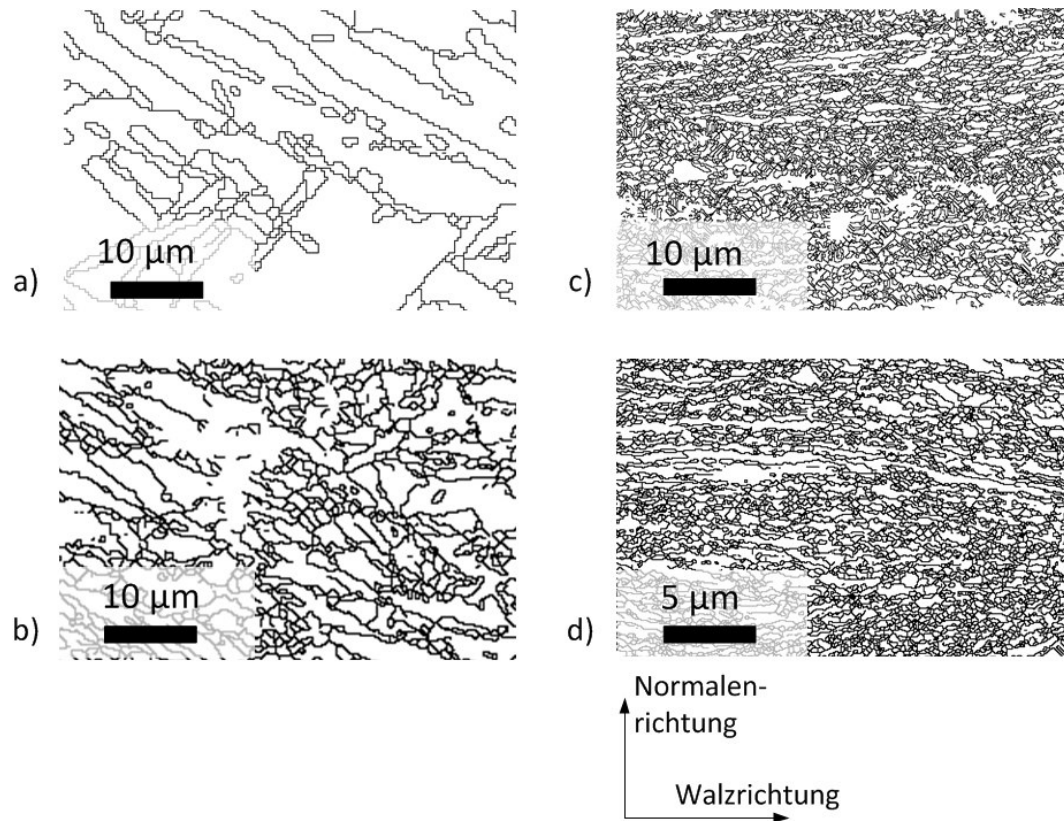


Abb. 23: Korngrenzenkarten von Titan nach dem 1., 2., 4. und 6. (a, b, c, d) ARB-Zyklus ohne Zwischenglühung.

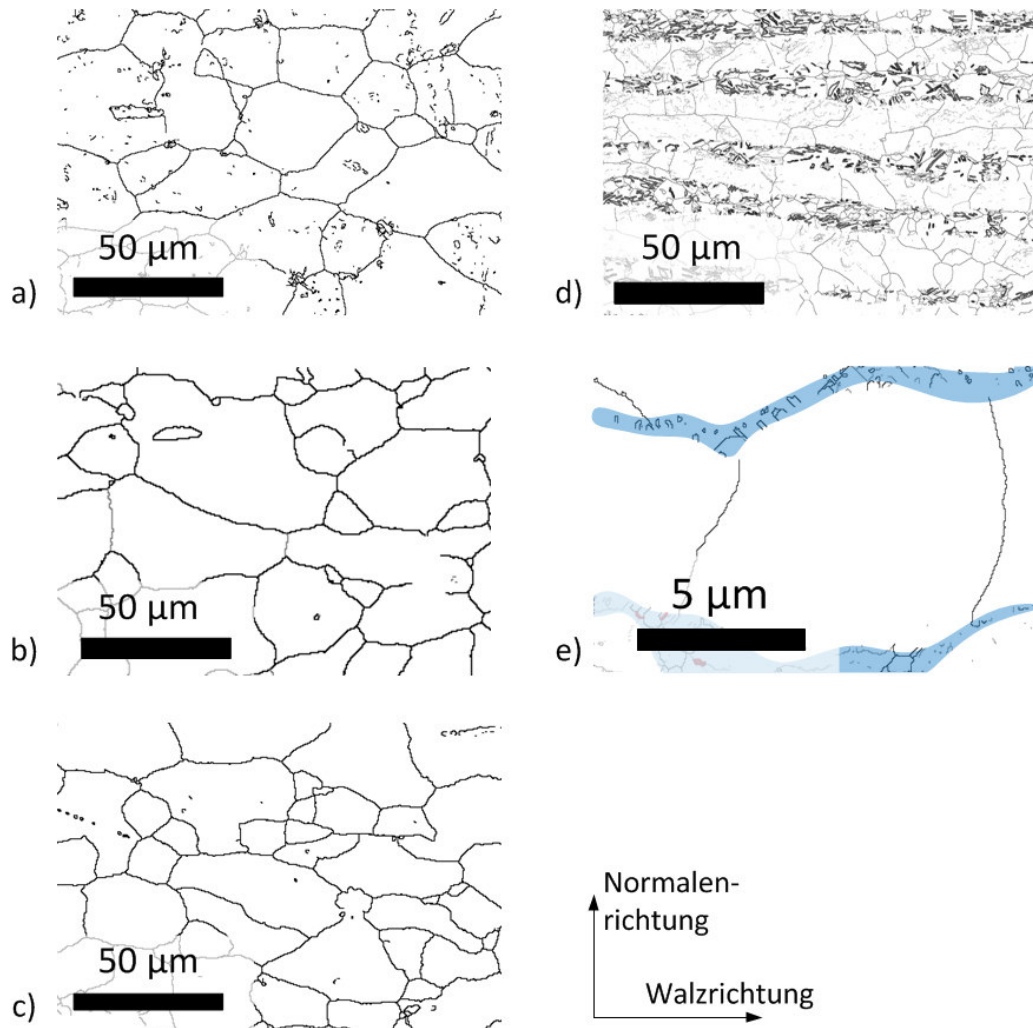


Abb. 24: Korngrenzenkarten der jeweils zweitobersten Aluminiumlage nach dem 1., 2., 4., 6. und 8. (a, b, c, d, e) ARB-Zyklus mit Zwischenglühung im geglühten Zustand. Zur besseren Unterscheidung ist in Abbildung e das ebenfalls enthaltene Titan brau markiert.

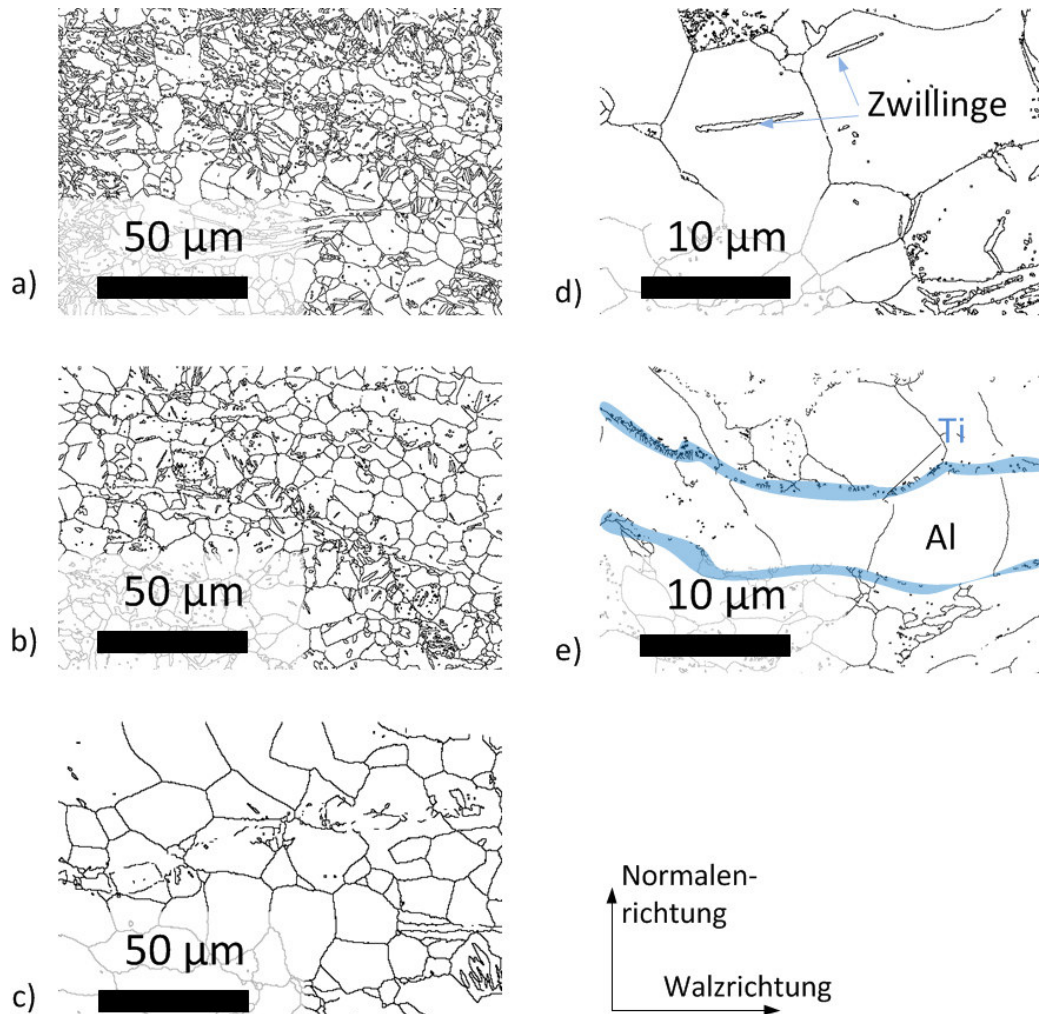


Abb. 25: Korngrenzenkarten der jeweils obersten Titanlage nach dem 1., 2., 4., 6. und 8. (a, b, c, d, e) ARB-Zyklus mit Zwischenglühung im geglühten Zustand. In Bild e sind die großen Körner Aluminium und die kleinen Titan.

Das Gefüge des Titans derselben Proben enthält nach den ersten zwei ARB-Zyklen ebenfalls gestreckte Körner, die jedoch schräg zur Walzrichtung ausgerichtet sind. Sie werden mit den ARB-Zyklen zunehmend feiner. Nach vier ARB-Zyklen ist das Gefüge von äquiaxialen kleinen Körnern geprägt. Anders als im Aluminium existieren zusätzlich noch langgestreckte Körner. Ihr Korngrenzenabstand ist in Normalenrichtung mit 3 µm bis 5 µm so groß wie jener der äquiaxialen Körner, in Walzrichtung jedoch mit bis zu 20 µm deutlich größer (Abb. 23). Während in den groben Körnern der ersten ARB-Zyklen Zwillingsgrenzen enthalten sind, sind diese in den feinen Körnern nicht mehr enthalten.

Das Glühen bei 450°C für 90 Minuten verursacht im Aluminium Kornwachstum. Da die Lagen mit zunehmender Zyklenzahl dünner werden,

stellen die Phasengrenzen zum Titan ab dem sechsten Zyklus die Begrenzungen für weiteres Kornwachstum dar. Die Aluminiumschichten sind aber nicht einkristallin, der Abstand der Korngrenzen in Walzrichtung entspricht ca. der Lagendicke (siehe Abb. 24). Das Titangefüge derselben Proben weist stets kleinere Körner als das Aluminium auf. Die Körner sind äquiaxial und ein großer Teil enthält Zwillingsgrenzen (siehe Abb. 25).

Das Aluminiumgefüge der zwischenwärmebehandelten Bleche weist im kaltgewalzten Zustand bis zum vierten Zyklus in Walzrichtung gestreckte Körner auf. Nach dem sechsten Walzzyklus sind sowohl kleine äquiaxiale als auch große Körner enthalten, deren Anteil zum achten Zyklus abnimmt, so dass die kleinen Körner das Gefüge optisch prägen (Abb. 26). Obwohl die Kaltverfestigung durch die Zwischenwärmebehandlungen nivelliert wird, tritt nach sechs und mehr ARB-Zyklen dynamische Rekristallisation beim Walzen auf. Ähnlich dem Titangefüge der ohne Wärmebehandlung mittels ARB hergestellten Bleche weist das Gefüge schräg zur Walzrichtung gestreckte Körner auf. Bis auf das Gefüge nach dem ersten Zyklus zeigen alle Proben einerseits große, gestreckte Körner und andererseits wesentlich kleinere äquiaxiale (Abb. 27). Diese entstehen durch dynamische Rekristallisation. Dass nicht das gesamte Gefüge rekristallisiert, korreliert damit, dass die Verformung innerhalb des Titans ungleichmäßig ist. Was hierbei jeweils Ursache und Wirkung ist, ist in der Literatur noch umstritten und auch aus den vorliegenden Versuchen nicht zu ermitteln.

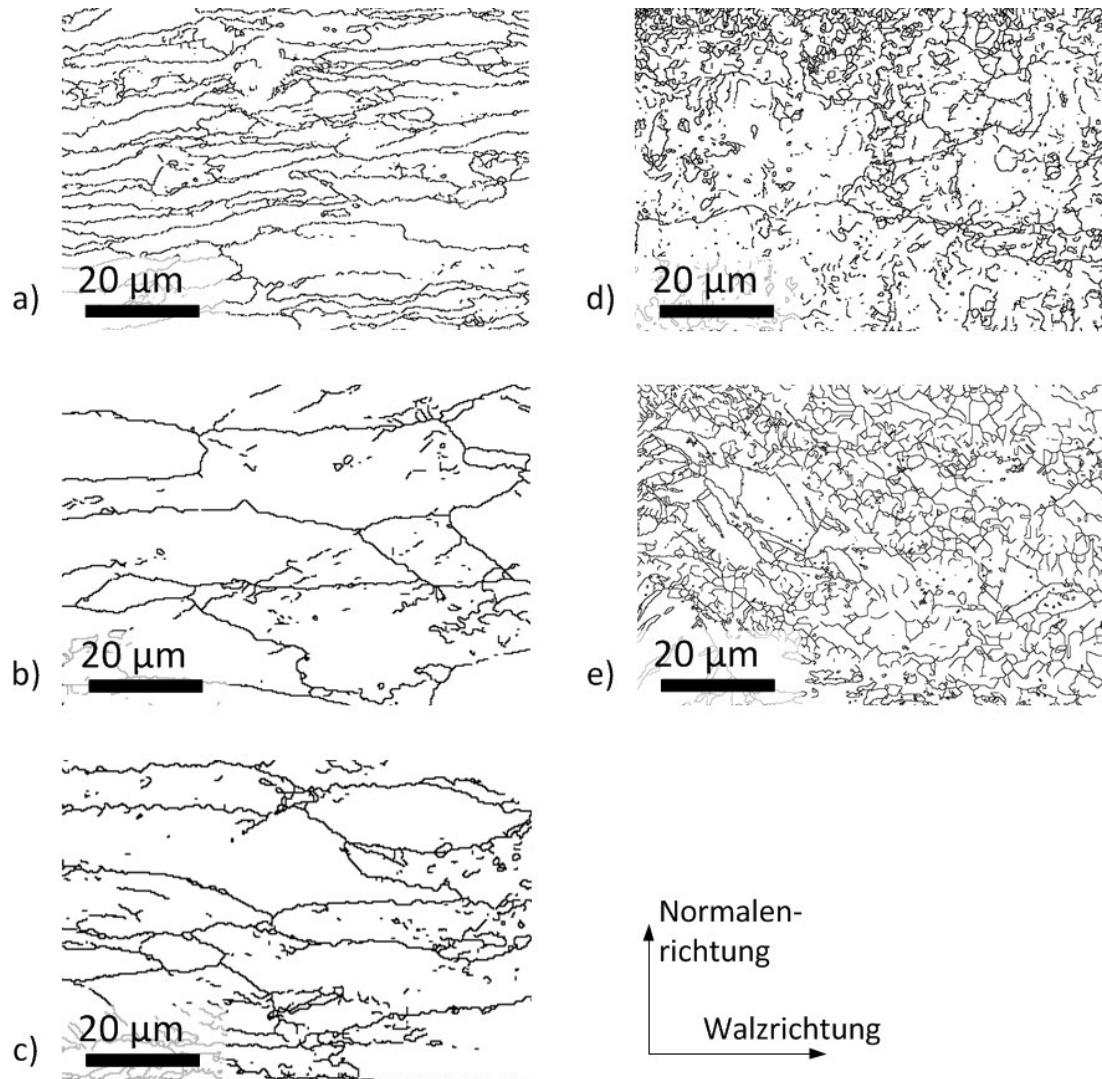


Abb. 26: Korngrenzenkarten der jeweils zweitobersten Aluminiumlage nach dem 1., 2., 4., 6. und 8. (a, b, c, d, e) ARB-Zyklus mit Zwischenglühung im kaltgewalzten Zustand.

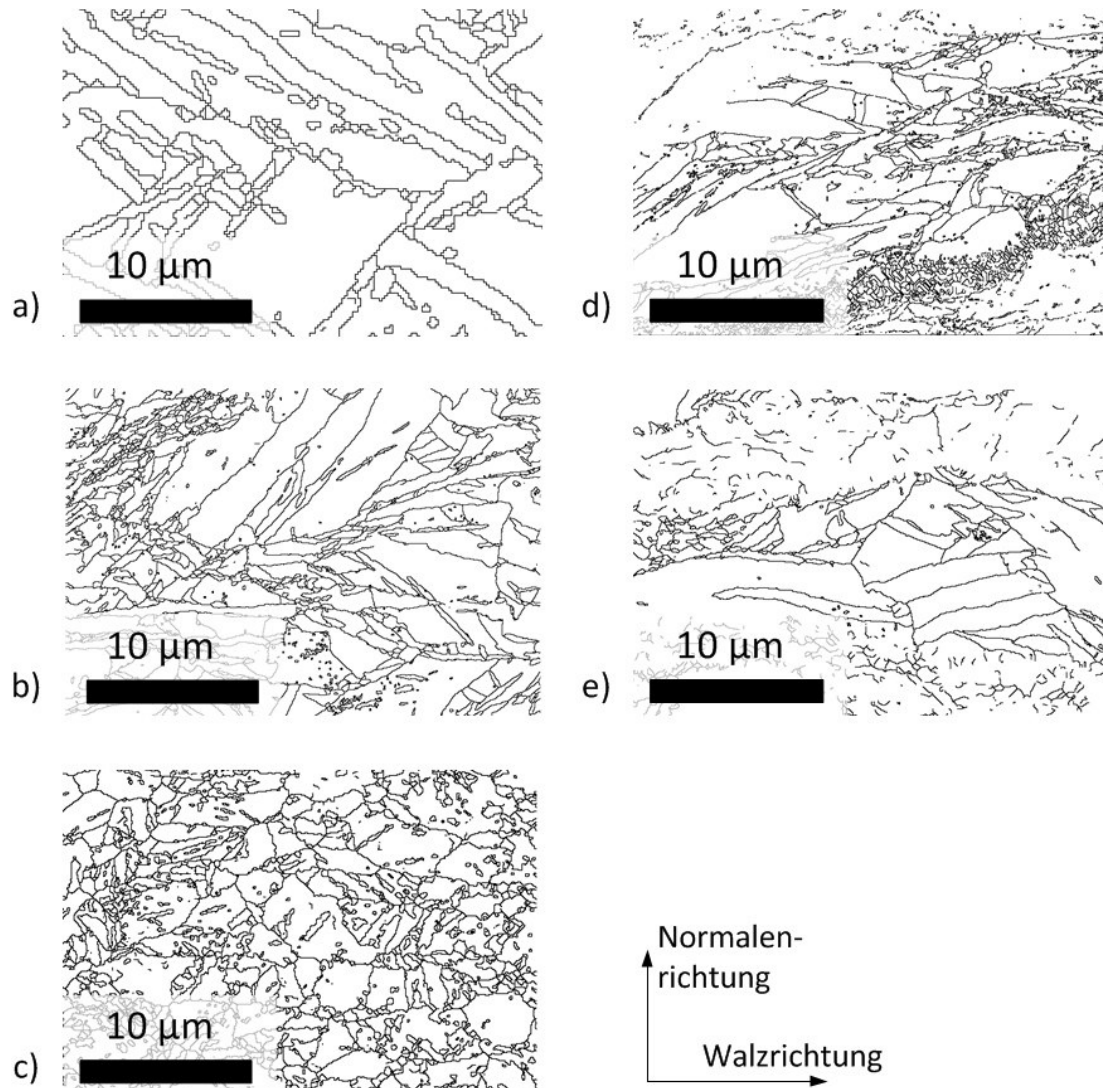


Abb. 27: Korngrenzenkarten der jeweils obersten Titanlage nach dem 1., 2., 4., 6. und 8. (a, b, c, d, e) ARB-Zyklus mit Zwischenglühung im kaltgewalzten Zustand.

Die Korngröße nimmt sowohl für Titan als auch für Aluminium mit der Anzahl der Walzzyklen ab (Abb. 28). Das gilt sowohl mit als auch ohne Zwischenglühen. Im nicht zwischenwärmebehandelten Titan nimmt die große Körner charakterisierende Kenngröße d_{A50} um insgesamt zwei Größenordnungen ab. Diese Größenreduktion findet vor allem während der ersten drei Walzzyklen statt. Bei schwankender Korngröße ist beim weiteren Walzen tendenziell eine Kornfeinung zu beobachten. Auch für das Aluminium lässt sich nach dem dritten Walzzyklus nur noch eine deutlich abgeschwächte Korngrößenreduktion beobachten. Besonders ausgeprägt ist die Verkleinerung der Aluminiumkörner beim dritten ARB-Zyklus, also jenem, bei dem das Titan einschnürt und abreißt. Das Aluminium fließt

nun zwischen den abgescherten Titanplättchen und schert dabei stark, zudem wird es unter der von außen vorgegebenen Dickenreduktion stärker verformt und gleicht damit die nach dem Abschnüren geringere Reduktion des Titans aus.

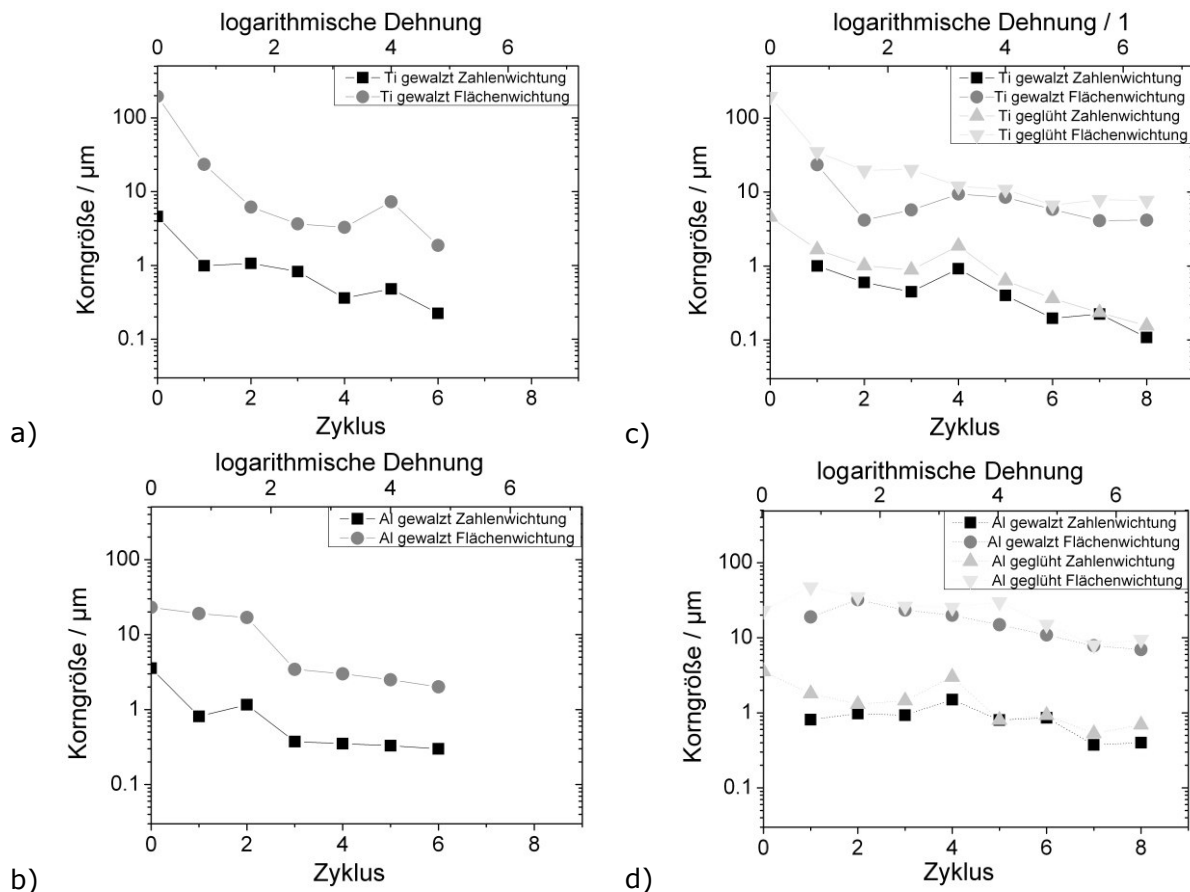


Abb. 28: Medianwerte der Korngrößen für Titan (a) und Aluminium (b) in Abhängigkeit der ARB-Zyklen. Gleiches für ARB mit Zwischenglühen (c, d).

Das Glühen vergrößert sowohl die Titan- als auch die Aluminiumkörner. Im Aluminium ist die Vergrößerung allerdings schwächer ausgeprägt als im Titan. Die Ursache dessen ist, dass die homologe Temperatur beim Walzen beim Aluminium bereits höher ist als beim Titan. In der Folge sind auch im kaltgewalzten Zustand die Körner größer als bei der nicht zwischenwärmebehandelten Versuchs-Serie. Im geglähten Titan nimmt die Korngröße anfangs ab, zum vierten Zyklus aber wieder zu und bei den Folgezyklen tritt eine neuerliche Abnahme der Korngröße auf, so dass die

Korngröße beim sechsten Zyklus bereits geringer ist als im Titan ohne Zwischenglühung und weiter abnimmt (Abb. 28).

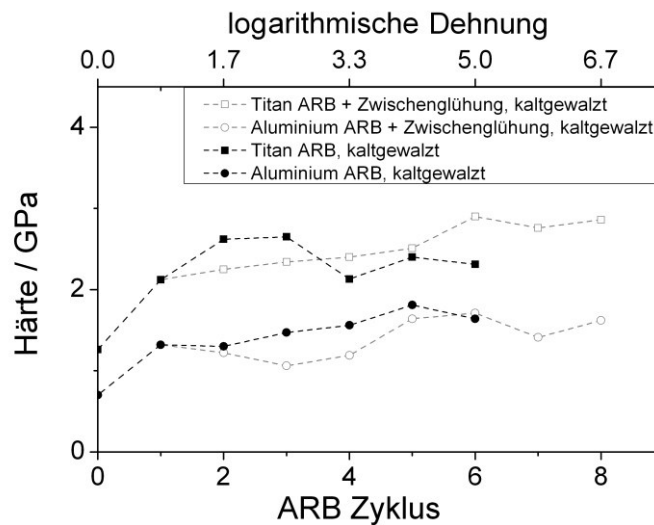
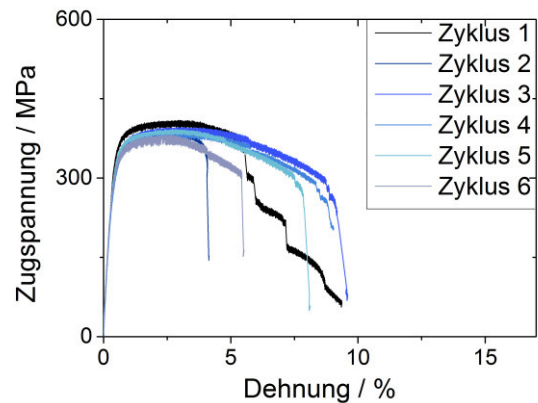
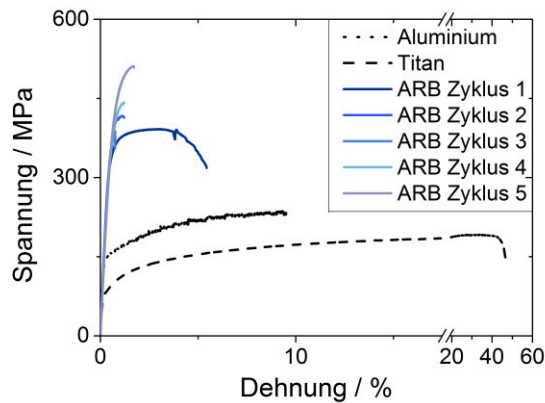


Abb. 29: Härte von Aluminium und Titan im kaltgewalzten Zustand mit und ohne Zwischenglühung.

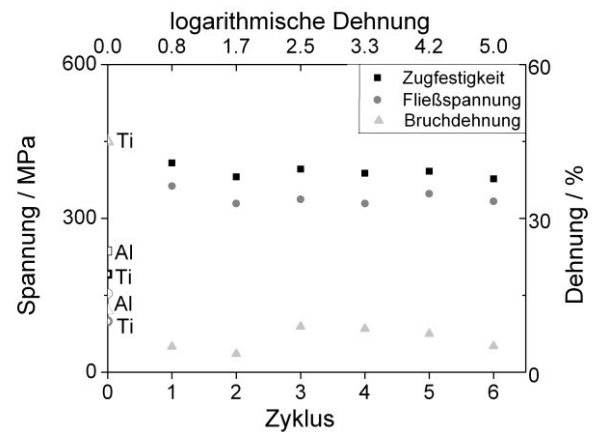
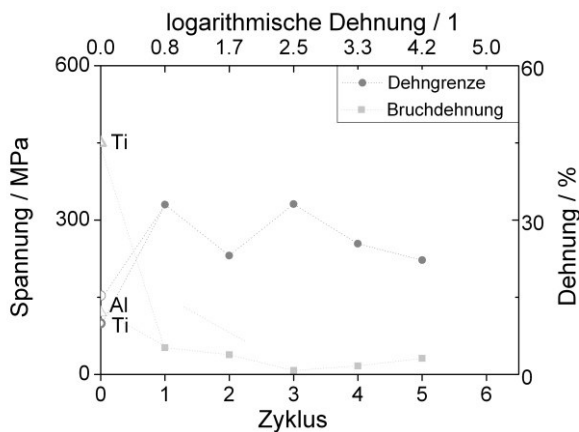
Die Gefügeentwicklung spiegelt sich auch in der Härteentwicklung der beiden Phasen wider. Während im Zugversuch beide Phasen zusammen gemessen werden und auch die Bindelagenfestigkeit Einfluss auf die Ergebnisse hat, zeigen die Härtemessungen die Entwicklung separiert. Die Härte steigt mit der Anzahl der ARB-Zyklen. Sowohl Aluminium als auch Titan härten ohne die Zwischenglühung schneller. Das Titan erreicht seine maximale Härte bereits beim zweiten Walzdurchgang, die dann konstant bleibt. Zum vierten ARB-Zyklus fällt die Härte dann wieder ab und bleibt anschließend mit leichten Schwankungen bis zum sechsten Zyklus konstant. Bei den nicht zwischenwärmebehandelten Verbundblechen steigt die Härte des Aluminiums dagegen kontinuierlich an. Erst beim sechsten Walzzyklus ist keine Härtesteigerung mehr festzustellen. Bei den zwischenwärmebehandelten Verbunden wird die Härte im kaltgewalzten Zustand gemessen. Titan wird hierbei kontinuierlich härter und ist ab dem vierten Zyklus härter als bei den Verbunden ohne Zwischenglühung. Die Härte des Aluminiums nimmt nach einem Anstieg beim ersten Zyklus zunächst über zwei ARB-Zyklen wieder ab und erst ab dem vierten Zyklus tendenziell zu (Abb. 29).



a)

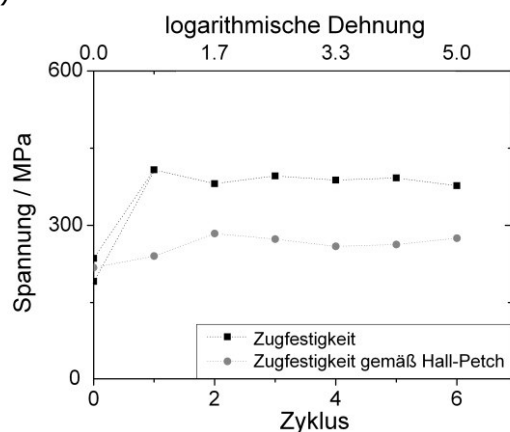
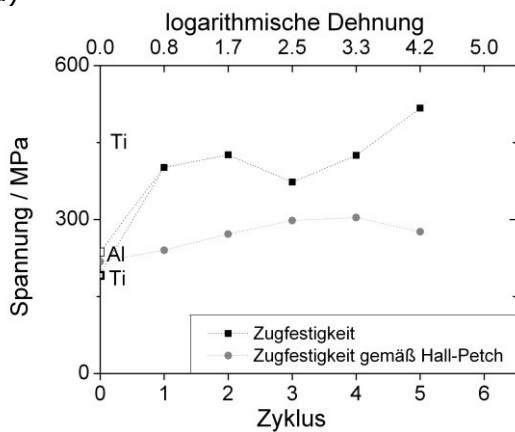
b)

Abb. 30: Spannungs-Dehnungs-Kurven von Ti/Al-Verbundblechen nach verschiedenen ARB-Zyklen ohne (a) und mit (b) Zwischenglühung.



a)

c)



b)

d)

Abb. 31: Aus den jeweiligen Spannungs-Dehnungskurven entnommene Fließspannung und Bruchdehnung (a, b) sowie Zugfestigkeit und Hall-Petch-Relations-bedingte Zugfestigkeit der Ausgangsmaterialien und Verbundbleche in Abhängigkeit vom ARB-Zyklus ohne (a, c) und mit (b, d) Zwischenglühung.

Die größte Änderung in den Zugkurven und den daraus bestimmten mechanischen Kennwerten Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung ergibt sich zwischen den Ausgangsmaterialien und dem ersten Zyklus. Die

Bruchdehnung nimmt von 45% für Titan bzw. 9% für Aluminium auf 5,2% für das einmal plattierte Verbundblech ab. Die Fließspannung steigt von 99 MPa bzw. 143 MPa auf 330 MPa und die Zugfestigkeit von 191 MPa bzw. von 236 MPa auf 402 MPa.

Das Abschnüren der Titanlagen beim zweiten ARB-Zyklus ohne Zwischenglühung zeigt sich auch in den Zugkurven. Da die abgeschnürten Titanplättchen weniger zur Festigkeit beitragen als die laminaren, geht die Zugkurve der Probe nach dem zweiten Zyklus bereits bei deutlich geringerer Spannung von der elastischen Geraden zum plastischen Bereich über als die nach dem ersten Zyklus (siehe Abb. 30 a). Bei den weiteren Zyklen bleibt diese verminderte Fließspannung konstant (Abb. 31 a). Die Zugfestigkeit nimmt dagegen mit der Zyklenzahl tendenziell zu und erreicht beim fünften Zyklus 517 MPa. Die Bruchdehnung nimmt bis zum dritten Zyklus durchgehend ab. Für den vierten und fünften ARB-Zyklus nimmt sie jeweils wieder zu, da die akkumulierte Umformung Erholung aktiviert.

Die Zugkurven der jeweils zwischenwärmebehandelten Verbundbleche sind bis zum Erreichen der Zugfestigkeit weitgehend deckungsgleich (siehe Abb. 30 b). Die Wärmebehandlung verhindert folglich eine Festigkeitssteigerung.

Der ARB-Prozess ruft mehrere Härtungsmechanismen hervor, die sich in ihrer Wirkung überlagern. Unter Zuhilfenahme der Hall-Petch-Beziehung [28, 29] wird berechnet, welcher Festigkeitsanstieg sich rechnerisch aus der Kornfeinung ergibt.

$$\Delta\sigma = \frac{k_f}{\sqrt{d_{DSR}}} - \frac{k_f}{\sqrt{d_0}}$$
$$\Delta\sigma_{Ti} = \frac{0,4MPa\sqrt{m}}{\sqrt{23,4 \cdot 10^{-6}m}} - \frac{0,4MPa\sqrt{m}}{\sqrt{195 \cdot 10^{-6}m}}$$
$$\Delta\sigma_{Ti} = 54,1MPa$$

Hierbei ist k_f der Hall-Petch-Koeffizient, der bei Aluminium $0,04 \text{ MPa}\sqrt{m}$ und bei Titan $0,4 \text{ MPa}\sqrt{m}$ beträgt [143], d_0 und d_{DSR} sind die Korngrößenkennwerte d_{A50} vor und nach dem DSR. Die geringen Unterschiede in den Korngrößen und das Aufholen der Härte der zwischenwärmebehandelten Titan- und Aluminiumlagen gegenüber den nur gewalzten lassen geringere Steigerungen in der Zugfestigkeit erwarten als die Messungen zeigen (siehe Abb. 31 c, d). Die Rechnung wird für die anderen Zustände und Bleche in gleicher Weise durchgeführt. Dabei wird die Festigkeitssteigerung für die Verbundbleche nach dem Volumenanteil der Phase gewichtet addiert, da die Messung der Zugfestigkeit beide Phasen gemeinsam erfasst. Diese Linearkombination stellt nur eine Näherung der zu erwartenden Festigkeit dar, da die gemessene Festigkeit zusätzlich von der Übertragung von mechanischen Spannungen zwischen den Lagen sowie der Bindelagenfestigkeit abhängt. Die Verfestigung beruht wesentlich auf der Kaltverfestigung, die bei der zwischenwärmebehandelten Serie immer wieder fast vollständig reduziert wird. Ein linearer Zusammenhang zwischen Korngröße und Zugfestigkeit kann dabei nicht festgestellt werden. Die Bleche werden auch bei dieser Serie feinkörniger, ihre Festigkeit nimmt aber unabhängig davon zu oder ab. Der für die Serien unterschiedliche Anstieg der Kaltverfestigung ist auch bei der Auswertung der Härtemessungen zu beachten. Die zwischenwärmebehandelte und daher weniger kaltverfestigte Serie zeigt einen Eindruck-Größen Effekt (indentation size effect) [144]. Dabei ist der Härtewert von der Eindringtiefe des Indenters abhängig, da das Eindringen zunehmend selbst Kaltverfestigung verursacht. Bei einer erhaltenen oder rekristallisierten Probe müssen für die Formänderung geometrisch notwendige Versetzungen in der Zone um den Härteeindruck herum erzeugt werden. Sie machen sich aber nur bei kleinen Härteeindrücken bemerkbar. Folglich nimmt die gemessene Härte mit der Eindringtiefe ab - für Eindringtiefen unterhalb einem Mikrometer ist das

besonders deutlich [145]. Bei bereits stark kaltverfestigten Proben ist zu vermuten, dass keine geometrisch notwendigen Versetzungen generiert werden müssen, da die plastische Verformung bei Indentieren durch Bewegung der bereits vorhandenen Versetzungen realisiert wird. Daher ist davon auszugehen, dass die Härte der zwischenwärmebehandelten Serie gegenüber der wärmebehandlungsfreien überhöht gemessen wurde.

Für diesen Abschnitt kann zusammengefasst werden, dass eine Zwischenwärmebehandlung das Abschnüren des Titans erheblich verzögert und eine Kornfeinung dennoch stattfindet. Da die Kaltverfestigung durch das Glühen aufgehoben wird, findet nach dem ersten Walzzyklus über die ARB-Zyklen hinweg keine Erhöhung der Festigkeit statt.

5.1.3. Walzgeschwindigkeit

Die Walzgeschwindigkeit ist ein Parameter von ökonomischer und technischer Relevanz. In diesem Abschnitt soll jedoch nur auf die Auswirkung der Walzgeschwindigkeit auf die Gefügebildung eingegangen werden. Dazu wurden an der IFW-Quartowalze zwei Versuchsreihen durchgeführt. Aufbauend auf den Erfahrungen aus Abschnitt 5.1.2. wird zwischen den Walzvorgängen eine Wärmebehandlung durchgeführt. Jeweils bis zum vierten ARB-Zyklus wird ein Verbundblech mit zwei verschiedenen Umformgeschwindigkeiten $\dot{\varphi}$ hergestellt. Die Umformgeschwindigkeit wird aus der Walzgeschwindigkeit ermittelt. Vereinfachend wird angenommen, dass das Walzgut konstant die Oberflächengeschwindigkeit der Walze hat und die Umformung ohne Scherung erfolgt.

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt} = \text{konstant} \sim \frac{\varphi}{\Delta t}$$

Dadurch lässt sich die Umformgeschwindigkeit aus dem Umformgrad und der Umformzeit bestimmen, die sich aus der Oberflächengeschwindigkeit, dem Walzenradius und der halben Dickenreduktion ergibt (siehe Abb. 32).

$$\dot{\varphi} = \frac{v \cdot \varphi}{s} = \frac{v \cdot \varphi}{\sqrt{2\Delta h \cdot r - \Delta h^2}}$$

- φ : Umformgrad
- Δt : Umformzeit
- r : Radius der Walzen
- Δh : halbe Höhenabnahme der Bleche
- s : Länge der Umformzone in Walzrichtung
- v : Walzumfangsgeschwindigkeit

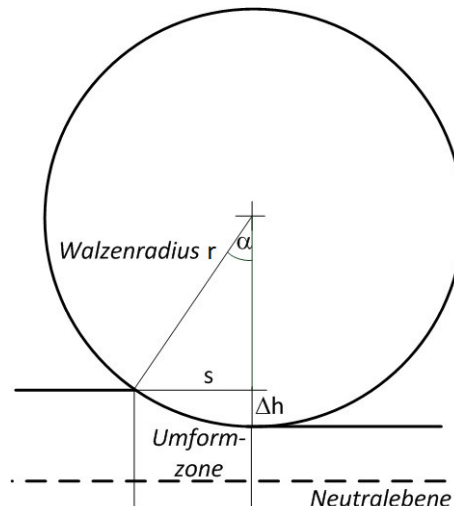
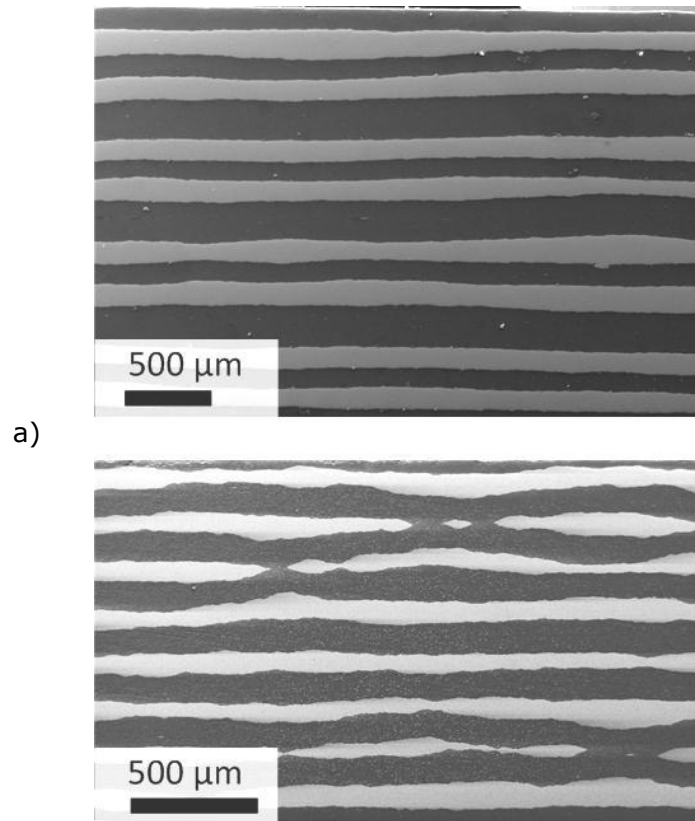


Abb. 32: Geometrische Beziehungen von Walzenzylinder und Walzgut.

Aus den Oberflächengeschwindigkeiten von 3 bzw. 20 m·min⁻¹ ergeben sich Umformgeschwindigkeiten $\dot{\varphi}$ von 5,3 s⁻¹ bzw. 23,4 s⁻¹. Der Vergleich der Abbildungen Abb. 33 a und b macht deutlich, dass nach dem langsamen Walzen verstärktes Abschnüren der Titanlagen auftritt. Das Gefüge dieser beiden Zustände unterscheidet sich auch hinsichtlich der Korngröße, wie sich in Tabelle 6 erkennen lässt. Die Körner im Aluminium und Titan sind bei beiden Zuständen in Walzrichtung gestreckt.



b)
Abb. 33: Elektronenmikroskop-Aufnahmen von Querschliffen von ARB-Blechen nach 4 Zyklen,
a) Walzen mit Umformgeschwindigkeit von $23,4 \text{ s}^{-1}$;
b) Walzen mit Umformgeschwindigkeit von $5,3 \text{ s}^{-1}$.

Tabelle 6: Medianwerte und flächennormierte Medianwerte des äquivalenten Kreisdurchmessers als Kennwerte der Korngröße von Titan und Aluminium in Abhängigkeit von der Umformgeschwindigkeit.

Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$	$5,3 \text{ s}^{-1}$	$23,4 \text{ s}^{-1}$
$d_{50 \text{ Ti}}$	$0,17 \text{ μm}$	$0,19 \text{ μm}$
$d_{A50 \text{ Ti}}$	$4,70 \text{ μm}$	$7,30 \text{ μm}$
$d_{50 \text{ Al}}$	$1,15 \text{ μm}$	$1,24 \text{ μm}$
$d_{A50 \text{ Al}}$	$32,32 \text{ μm}$	$2,67 \text{ μm}$

Wie von Emmens besprochen [19], verzögert nicht nur Kaltverfestigung, sondern auch Dehnraten-Verfestigung das Einschnüren. Der Effekt ist umso größer, je höher die Dehnraten-Abhängigkeit $d\sigma/d\dot{\phi}$ ist, da eine einsetzende Einschnürung gegenüber dem restlichen Material nicht nur mehr, sondern auch schneller verformt. Die Einschnürung verfestigt daher stärker und schnürt daher nicht weiter ein. Die Dehnraten-Abhängigkeit (strain rate sensitivity, SRS) $\sigma(\dot{\epsilon})$ ist vom Material abhängig, aber auch für ein Material nicht konstant. Beim Titan ist die SRS bei einer Umformrate

von $23,4 \text{ s}^{-1}$ höher als bei $5,3 \text{ s}^{-1}$, weshalb eine Verminderung der Einschnürungen auftritt.

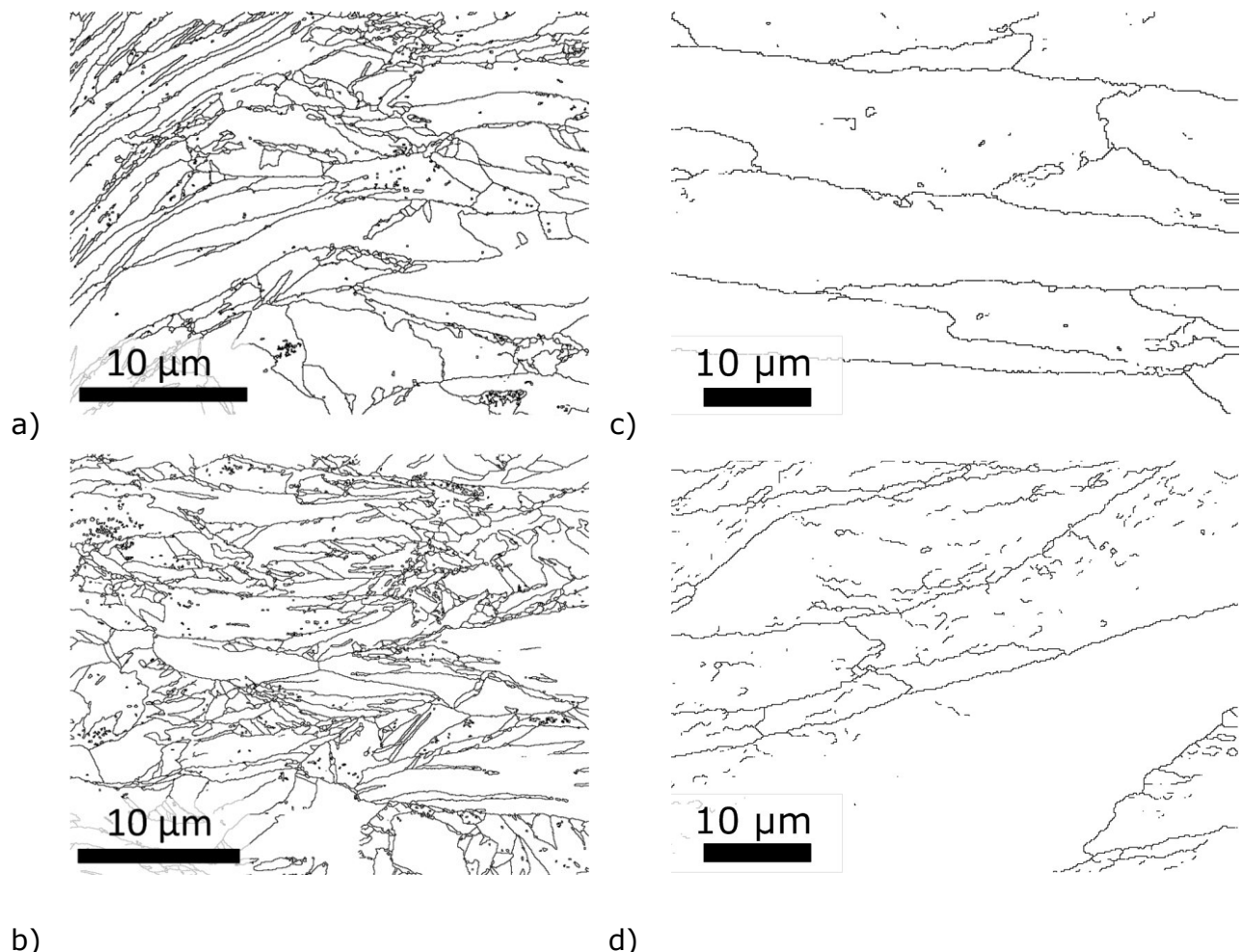


Abb. 34: Titan- (a, b) und Aluminium- (c, d) Korngrenzenkarten von Querschliffen von ARB-Bleichen nach 4 Zyklen; a, c) Walzen mit Umformgeschwindigkeit von $23,4 \text{ s}^{-1}$; b, d) Walzen mit Umformgeschwindigkeit von $5,3 \text{ s}^{-1}$.

Beim Anwenden einer höheren Walzgeschwindigkeit werden zwei Effekte vermutet. Erstens bewirkt eine schnelle Umformung, dass die Stelle einer beginnenden Einschnürung den Walzspalt ggf. schon verlassen hat, bevor sie vollständig einschnüren und abreißen kann [19]. Zweitens verstärkt die höhere Umformgeschwindigkeit die Erwärmung der Bleche. Es wird zwar jeweils dieselbe Umformarbeit aufgebracht und in Wärme umgewandelt, jedoch wird beim schnellen Walzen durch kürzere Kontaktzeit weniger Wärme an die Walzen abgegeben. Da eine höhere Temperatur das Klettern von Versetzungen ermöglicht [17], kann sie dynamische Erholung und Rekristallisation zur Folge haben. Eine erhöhte

Neigung zur Rekristallisation ist mit mehr Ansätzen zu Einschnürungen verbunden, diese werden jedoch durch den zuvor beschriebenen Effekt am weiteren Einschnüren gehindert.

5.1.4. Mechanische Spannung durch Haspelzug

Für das Plattieren der Bleche wird eine hohe Dickenreduktion von 50% in nur einem Walzstich durchgeführt (siehe Abb. 35 a). Um die vorgegebene Dickenreduktion zu erreichen, wird eine kompressive Spannung über die Walzen auf das Walzgut übertragen. Unter dieser verformt sich das Material oder wird ausweichen, wenn es nicht geführt wird. Das seitliche Ausweichen der Ausgangsbleche führt dazu, dass sie sich teilweise nicht mehr überlappen. An den nicht überlappenden Bereichen wird das entsprechende Blech nicht mehr von der Dicke d_0 auf d_1 verringert, sondern kann die Dicke d_2 annehmen (siehe Abb. 35 a), die bei einer geplanten Reduktion auf 50% der Ausgangsdicke d_0 entspricht. Die Bleche werden in der Mitte auf d_1 reduziert, an den Seitenkanten bleibt jedoch die Ausgangsdicke erhalten. Aufgrund des Volumenerhaltes wird der auf d_1 reduzierte Bereich auf die doppelte Länge gestreckt. Er zieht dabei das Material mit der Dicke d_2 in die Länge, das aufgrund fehlender Reduktion sonst nicht gestreckt würde. Dafür werden Zugspannungen in die Randbereiche übertragen, die zu Seitenrissen führen (siehe Abb. 35 b). Das seitliche Abgleiten der Teilbleche muss daher verhindert werden, was mit in den Walzspalt reichenden Führungen an Ein- und Auslauf erreicht wird. Das Walzgut ist waagrecht in der Führung zu halten, um zu verhindern, dass es sich durch vertikales Verlassen der Führung oder Abschrägen die Freiheit zu seitlichem Abgleiten schafft. Das kann durch eine Anwendung von Haspelzug erreicht werden.

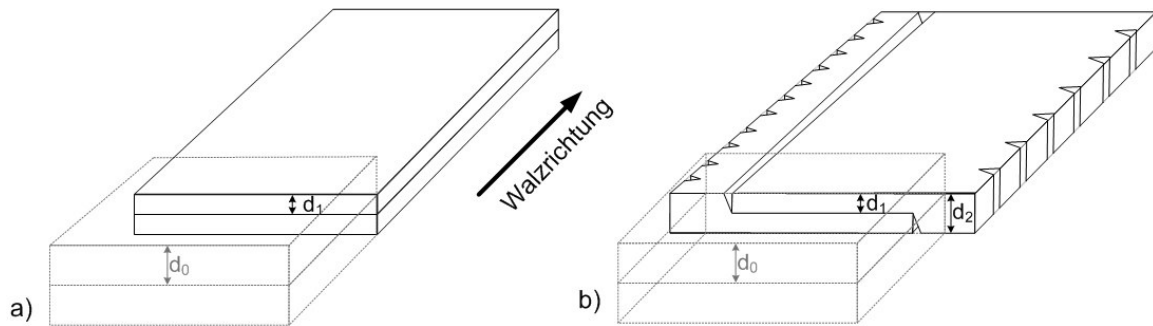


Abb. 35: Skizze der Geometrie der Bleche vor (grau) und nach (schwarz) dem Plattieren im Idealfall (a) und im Realfall ohne Führung (b).

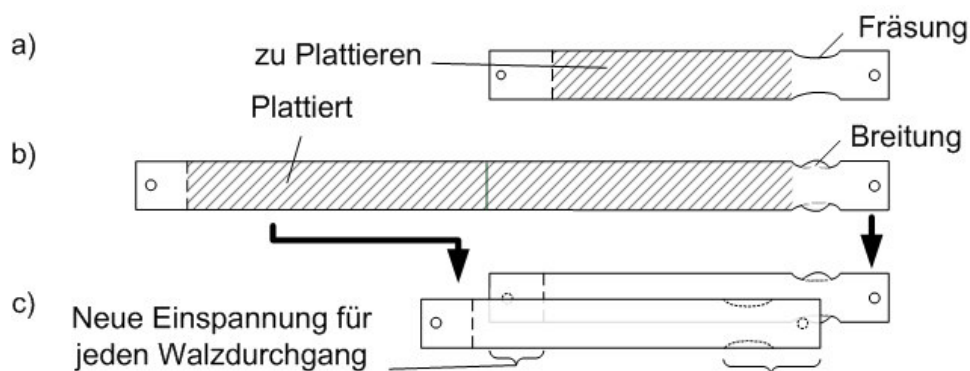


Abb. 36: Vorbereitung der Bleche für Walzen mit Haspelzug. Nur der schraffierte mittlere Teil des Ausgangsbleches (a) wird plattiert und gelängt (b). An den Enden werden die Haspelbänder montiert und am vorderen Ende wird jene Fläche, die beim Zufahren der Walzen verbreitert, vorab durch Fräsen schmaler gestaltet. Für den Folgezyklus (c) müssen je eine vordere und hintere Einspann- und Zufahrzone neu geschaffen werden.

Im Walzspalt ist das Walzgut im plastischen Zustand, woraus folgt, dass theoretisch bereits geringe Zugkräfte an den Zugbändern ausreichen, um das Material in die Länge zu ziehen. Praktisch ist das aufgrund der Reibung zwischen Walzen und Walzgut nicht möglich. Der vertikale Haspelzug verhindert aber das Biegen des Walzgutes im Walzspalt, das nachher im nicht-plastischen Zustand nicht mehr zu beheben wäre und zuvor dargelegte Walzfehler verursachen würde. Im Fall eines Verbundwerkstoffes wird die anliegende Zugkraft zwar gleichmäßig auf die beiden Komponenten verteilt, verursacht aber durch das unterschiedliche elastische Verhalten unterschiedliche Spannungszustände. Bei einem instabil verformenden Verbund wie Titan-Aluminium ist daher eine

Beeinflussung des Verformungsverhaltens durch den Haspelzug zu vermuten. Dies wird in diesem Abschnitt untersucht.

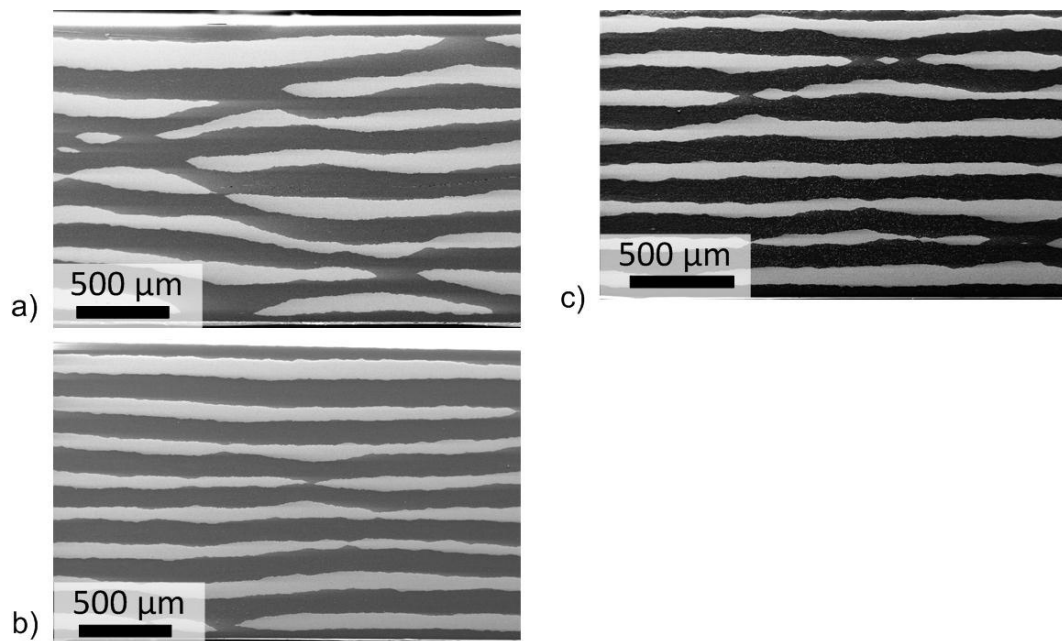


Abb. 37: elektronenmikroskopische Aufnahmen mittels SE-Detektor an Längsschliffen von Ti/Al-Verbundblechen, die am Ein- und Auslauf mit 8,3 MPa (a), 2,5 MPa (b) Haspelzug und ohne Haspelzug (c) an Ein- und Auslauf gewalzt wurden.

Die Haspelbänder werden an beiden Blech-Enden mit den zu plattierenden Blechen verschraubt. Am Auslauf wird ein Haspelband verwendet, am Einlauf für jedes Teilblech eines, da sich die Teilbleche beim Walzen unterschiedlich längen. Die Verbindungsstellen werden nicht gewalzt (siehe Abb. 36 a). Der Walzspalt wird bei stehenden Walzen geschlossen. An dieser Stelle tritt eine hohe Breitung des Walzgutes auf, (Abb. 36 b). Diese Breitung wird im Vorhinein durch Fräsen ausgeglichen, da das Walzgut sonst nicht in die Auslaufführung passt, die auf die Breite des plattierten Bereiches eingestellt wird. Die Einspannungen und die Zone für das Zufahren der Walze bleiben zwar für den Folgezyklus erhalten, nach dem Schneiden der Bleche ist jedoch je ein vorderes bzw. hinteres Blech-Ende neu zu präparieren (Abb. 36 c). Dadurch wird der plattierte Bereich (schraffiert in Abb. 36 b) bei jedem Walzdurchgang kürzer.

Zwei Bleche werden bis zum vierten ARB-Zyklus mit Zwischenglühung gewalzt und bei jedem Walzdurchgang mit 300 N bzw. 1000 N am Einlauf und Auslauf gezogen, was Zugspannungen von 2,5 MPa bzw. 8,3 MPa entspricht. Ein Vergleichsblech wird ohne Haspelzug gewalzt. Die Versuche werden mit einer Walzgeschwindigkeit von 3 m/min durchgeführt. Die Längsschliffproben der drei Bleche zeigen, dass es im Bereich der Zugspannung von 0 bis 2,5 MPa Zugspannung keine Unterschiede hinsichtlich des Titan-Abschnürens gibt, wie aus Abb. 37 hervorgeht. Bei einer Zugspannung von 8,3 MPa am Einlauf und am Auslauf entsteht zwar die gleiche Anzahl an Einschnürungen, jedoch mit einem Anteil von zwei Dritteln sind doppelt so viele vollständig abgeschnürt als bei keiner bzw. geringerer Zugspannung.

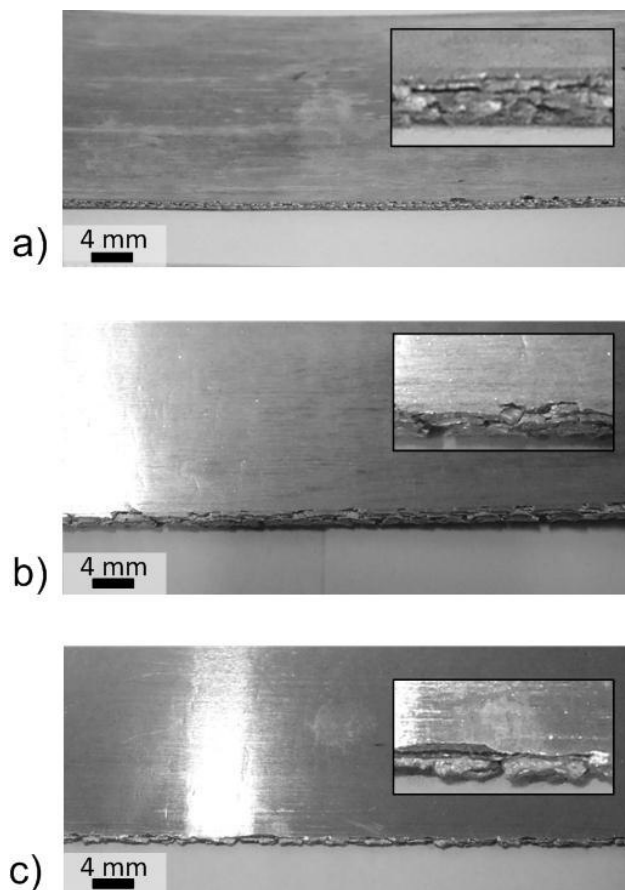


Abb. 38: Blechkanten von Ti/Al-Verbundblechen nach vier ARB Zyklen mit 8,3 MPa (a), 2,5 MPa (b) Haspelzug und ohne Haspelzug (c) an Ein- und Auslauf.

Die in Abb. 38 abgebildeten Kanten sind während der ersten vier durchgeführten ARB-Zyklen nicht beschnitten worden. Nicht betrachtet werden dabei jene Stellen, an denen die Walzen bis zum Erreichen der Walzspaltdicke stehend zugefahren werden, da hierbei besonders viele Risse auftreten. Diese Risse setzen sich bei den Folgezyklen nur wenig fort, so dass die Stelle wiederholt für das Zusammenfahren und Anfahren der Walze genutzt werden kann. Die Kanten der mit großer Haspelzugkraft gewalzten Probe weist im Vergleich die wenigsten Risse auf (Abb. 38). An den Kanten tritt beim Walzen seitlich aus dem Verbund gequetschtes Aluminium heraus und bildet längliche Nasen parallel zur Walzrichtung. Zwischen diesen befinden sich in unregelmäßigen Abständen Kerben, die alle weniger als 0,5 mm tief sind. Die Kante der mit geringerer Haspelzugkraft gewalzten Probe weist aufgeweitete Risse auf. Die Risse der oberen Hälfte sind versetzt zu denen der unteren Hälfte des viermal plattierten Bleches angeordnet. Die Risse haben eine Tiefe von ca. 1 mm, einzelne sind bis 4 mm tief.

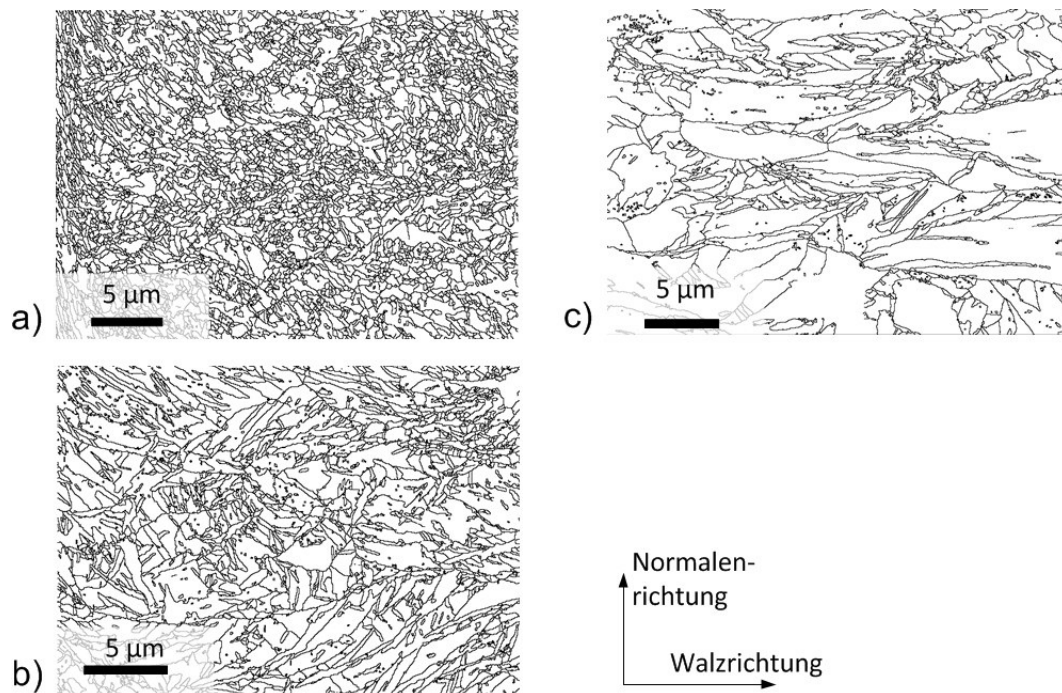


Abb. 39: Korngrenzenkarten von Titan nach vier ARB-Zyklen mit 8,3 MPa (a), 2,5 MPa (b) Haspelzug und ohne Haspelzug (c) an Ein- und Auslauf.

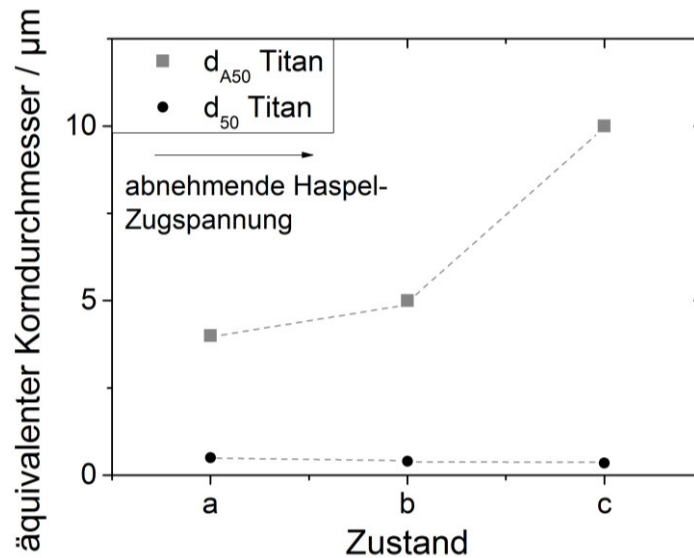


Abb. 40: Korngrößenkennwerte von Titan in Abhängigkeit von der Haspelzugspannung: 8,3 MPa (a), 2,5 MPa (b) Haspelzug und ohne Haspelzug (c) an Ein- und Auslauf.

Die Probe ohne Haspelzug zeigt ähnliche Kantenfehler wie die mit 300 N gezogene Probe. Die regelmäßigen Risse sind wieder ca. 0,5 mm tief und es gibt ebenfalls einzelne Risse von 4 mm Tiefe. Die kurzen Risse und Kerben aller Proben haben einen runden Kerbgrund und daher eine geringe Kerbwirkung. Diese Fehlstellen bleiben bei den Folgezyklen zwar erhalten, wachsen aber nicht oder nur in geringem Umfang. Die 4 mm tiefen Risse haben dagegen einen engen Kerbradius und vergrößern sich daher bei den nachfolgenden Walzzyklen. Daher ist es bei den nicht bzw. mit 300 N gezogenen Blechen notwendig, die Kanten zu trimmen. Der Materialverlust beim Trimmen ist mit jenem Materialverlust zu vergleichen, der für das Verbinden mit dem Haspelband bei jedem Zyklus erneut in Kauf genommen wird.

Das Gefüge des Titans wird durch die überlagerte Zugkraft beeinflusst. Bei der Betrachtung der flächennormierten Korngröße d_{A50} mit zunehmender Zugkraft ist eine Abnahme zu beobachten (siehe Abb. 39), bei der anzahlnormierten Korngröße d_{50} dagegen eine schwach ausgeprägte Zunahme (siehe Abb. 40). Diese Beobachtung ist vermutlich als eine Folge

der abgerissenen Einschnürungen anzusehen. Das Aluminium kann um die eingeschnürten und abgerissenen Titanlagen herum fließen. Die Titanlagenfragmente werden daher bei von außen vorgegebener Dickenabnahme des Bleches weniger umgeformt.

Tabelle 7: Übersicht über die Haspelzugkräfte und deren Auswirkung auf Materialverlust sowie Einschnürungen und Gefüge des Titans.

Zugkraft	1000 N	300 N	0 N
Materialverlust	durch Verbindung mit Haspelband bei jedem Zyklus	durch Verbindung mit Haspelband bei jedem Zyklus und durch Trimmen nach jedem 4. Zyklus	durch Trimmen nach jedem 4. Zyklus
Einschnürungen	mehrheitlich vollständig eingeschnürt und abgerissen	mehrheitlich nur eingeschnürt	mehrheitlich nur eingeschnürt
Titan-Gefüge	kleine Körner werden mit Zugkraft tendenziell größer und große Körner werden kleiner		

Tabelle 7 fasst die unterschiedlichen Auswirkungen des Haspelzuges zusammen. 1000 N Zugkraft verstärken das Einschnüren, bei 300 N tritt Materialverlust sowohl durch die zyklisch hinzuzufügenden Verbindungsstellen mit den Haspelbändern als auch durch zum Verhindern von Rissfortschritt notwendiges Trimmen der Kanten auf. Daher ist Haspelzug bei ARB von Ti/Al-Verbunden als nicht vorteilhaft anzusehen. Das eingangs beschriebene Problem der Kantenrissbildung kann durch den Einsatz genauer Führungen so weit vermindert werden, dass ein Haspelzug nicht notwendig ist.

5.1.5. Vergleich von Triowalzen und Quartowalzen

Die Anordnung der Walzen und die Geometrie des Walzspaltes sind im Quartogerüst symmetrisch zur Blechebene. Das ist beim Walzen im

Trioprinzip nicht der Fall. Da Ober- und Unterwalze unterschiedlich groß sind, ist der Walzspalt asymmetrisch. Die Oberflächengeschwindigkeiten von Ober- und Unterwalze sind aber identisch. Sowohl beim Walzen mit der Quarto- als auch mit der Triogeometrie sind nach dem vierten ARB-Zyklus Einschnürungen und Abrisse der Titanlagen zu beobachten und in Abb. 41 dargestellt. Sie sind nach dem Triowalzen zahlreicher und das Einschnüren ist weiter fortgeschritten. Die Gefüge der nach dem vierten ARB-Zyklus verglichenen Proben sehen sich im Titan ähnlich (Abb. 42). Im Aluminium sind die Körner nach dem Triowalzen mehr in Walzrichtung gestreckt als nach dem Quartowalzen (Abb. 43). Es gibt in beiden Komponenten des Verbundwerkstoffes nur geringe Unterschiede in der Korngröße (siehe Tabelle 8). Bei 50% Dickenreduktion je Stich erweist sich das Trio-Walzen demzufolge als nachteilig für das Erreichen von laminaren Schichten. Allerdings ist es mit dem Trio-Prinzip möglich, mit Reduktionen von nur 45% zu plattieren, was beim symmetrischen Walzen mittels Quartowalze nicht möglich ist.

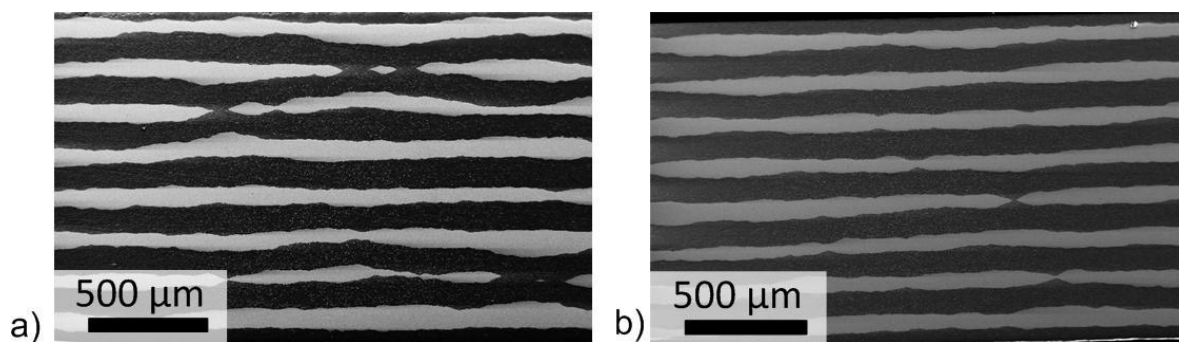
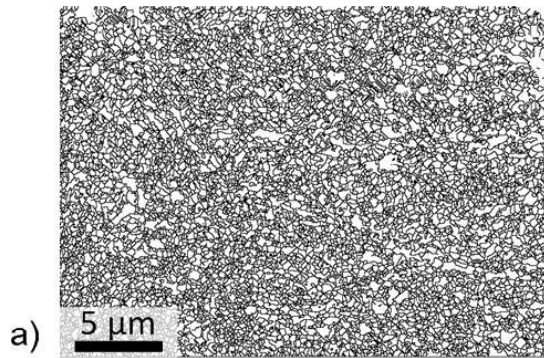
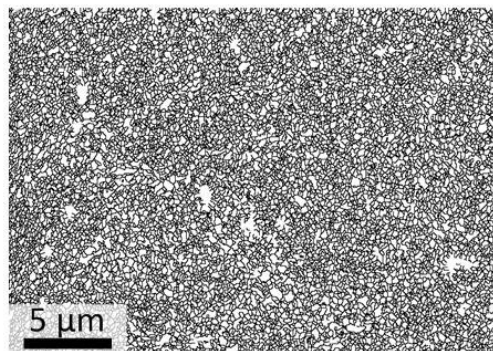


Abb. 41: Phasenverteilung nach vier ARB-Zyklen im Trio- (a) und Quartogerüst (b).

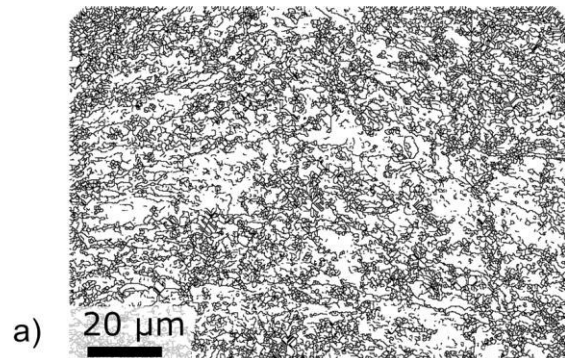


a)

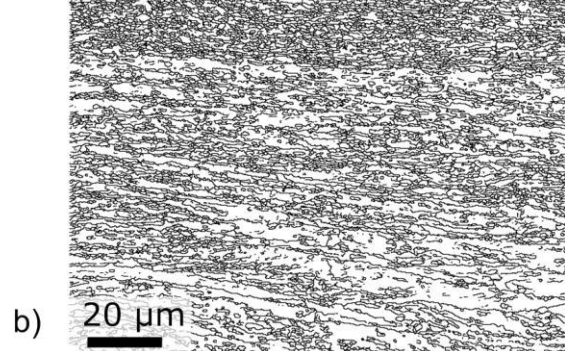


b)

Abb. 42: Korngrenzenkarten von Titan nach vier ARB-Zyklen im Quarto- (a) und im Trioprinzip (b).



a)



b)

Abb. 43: Korngrenzenkarten von Aluminium nach vier ARB-Zyklen im Quarto- (a) und im Trioprinzip (b).

Tabelle 8: Medianwerte und flächennormierte Medianwerte des äquivalenten Kreisdurchmessers als Kennwerte der Korngröße von Titan und Aluminium im Vergleich zwischen Quarto- und Trioprinzip.

	Quarto (M68)	Trio (M54)
$d_{50 \text{ Ti}}$	0,18 μm	0,14 μm
$d_{A50 \text{ Ti}}$	0,55 μm	0,92 μm
$d_{50 \text{ Al}}$	0,88 μm	0,93 μm
$d_{A50 \text{ Al}}$	10,8 μm	8,8 μm

Um die Auswirkung unterschiedlicher Dickenreduktion beim Walzen bei gleichem Ausgangszustand beobachten zu können, wird an einem Verbundblech ein vierter ARB-Zyklus im Trioprinzip durchgeführt und dabei die Reduktion stufenweise variiert, indem der Walzvorgang zwischendurch angehalten wird, um eine andere Walzspaltdicke einzustellen. Der Ausgangszustand ist ein in drei Zyklen hergestelltes Verbundblech, das im Trioprinzip mit jeweils 50% Dickenreduktion gewalzt und anschließend bei 550°C für 90 Minuten gegläht wurde. Die erhöhte Glüh Temperatur soll die Diffusion verstärken, um die notwendige

Dickenreduktion so gering wie möglich zu halten. Angefangen wird mit der größten Reduktion, im weiteren Verlauf des Experiments wird der Walzspalt, wie in Abb. 44 skizziert, geöffnet. Bei einer Reduktion von weniger als 44,9% haben sich die Teilbleche nicht verbunden. Zwischen 44,9% und 50,1% Dickenreduktion nimmt die im Längsschliff gezählte Dichte an Einschnürungen deutlich zu (siehe Abb. 45). Bei weiter erhöhter Reduktion nimmt die Gesamtzahl der Einschnürungen nur noch wenig zu, aber der Anteil an vollständig abgetrennten Einschnürungen wird größer (siehe Abb. 46).

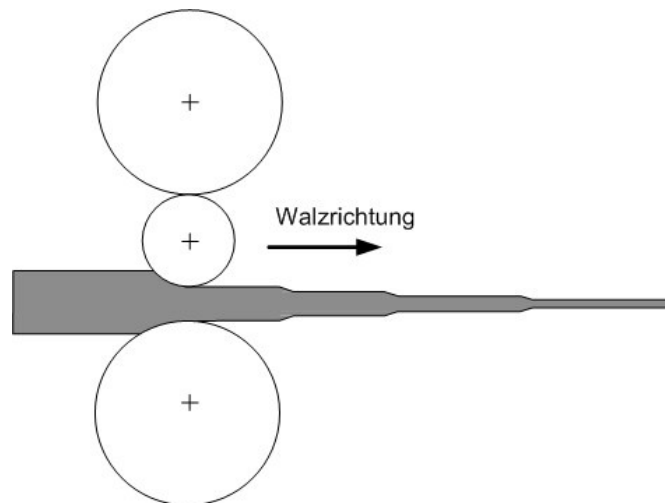


Abb. 44: Schema der Walzspaltvariation beim Triowalzen

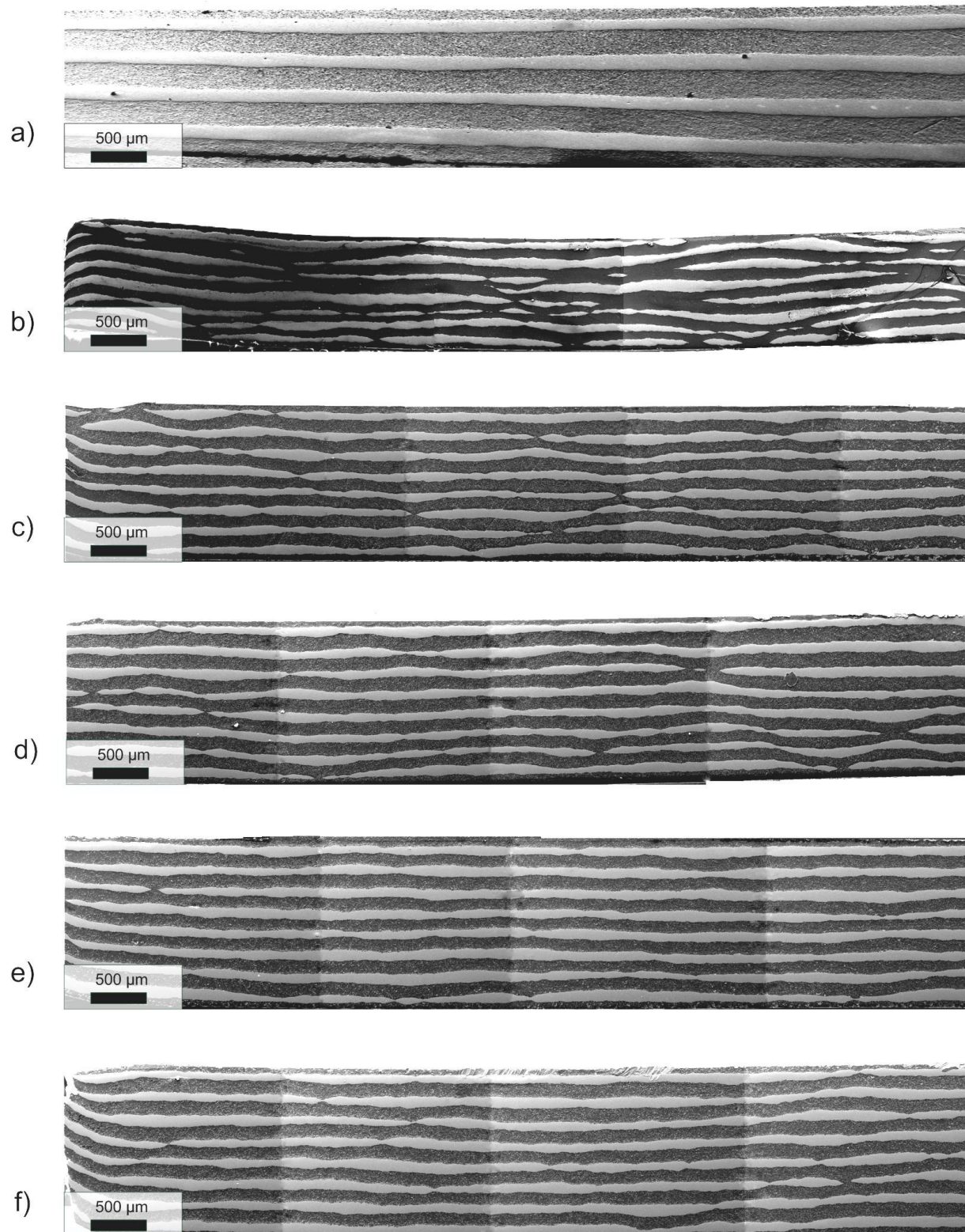


Abb. 45: Elektronenmikroskopische Aufnahmen mittels SE-Detektor: Längsschliffe von Trio-gewalzten Ti/Al ARB-Verbundblechen. Dritter Zyklus (a), vierter Zyklus mit 60% (b), 50,1% (c), 48,1% (d), 46,6% (e) und 44,9% (f) Reduktion.

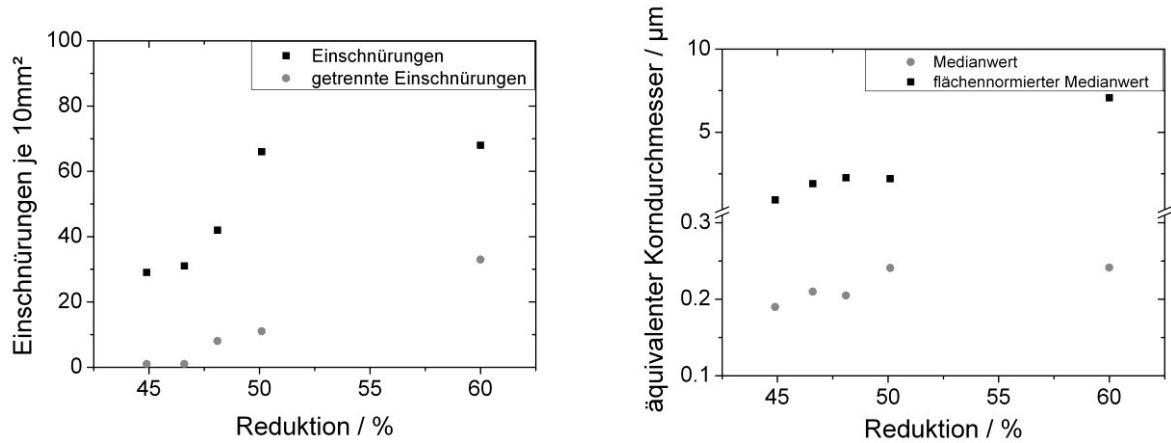


Abb. 46: Anzahl der Einschnürungen und abgetrennten Einschnürungen (a) und die Korngröße im Titan (b) eines vierfach im Trio-Walzgerüst walzplattierten Ti/Al-Verbundbleches in Abhängigkeit von der Reduktion beim letzten Walz-Stich.

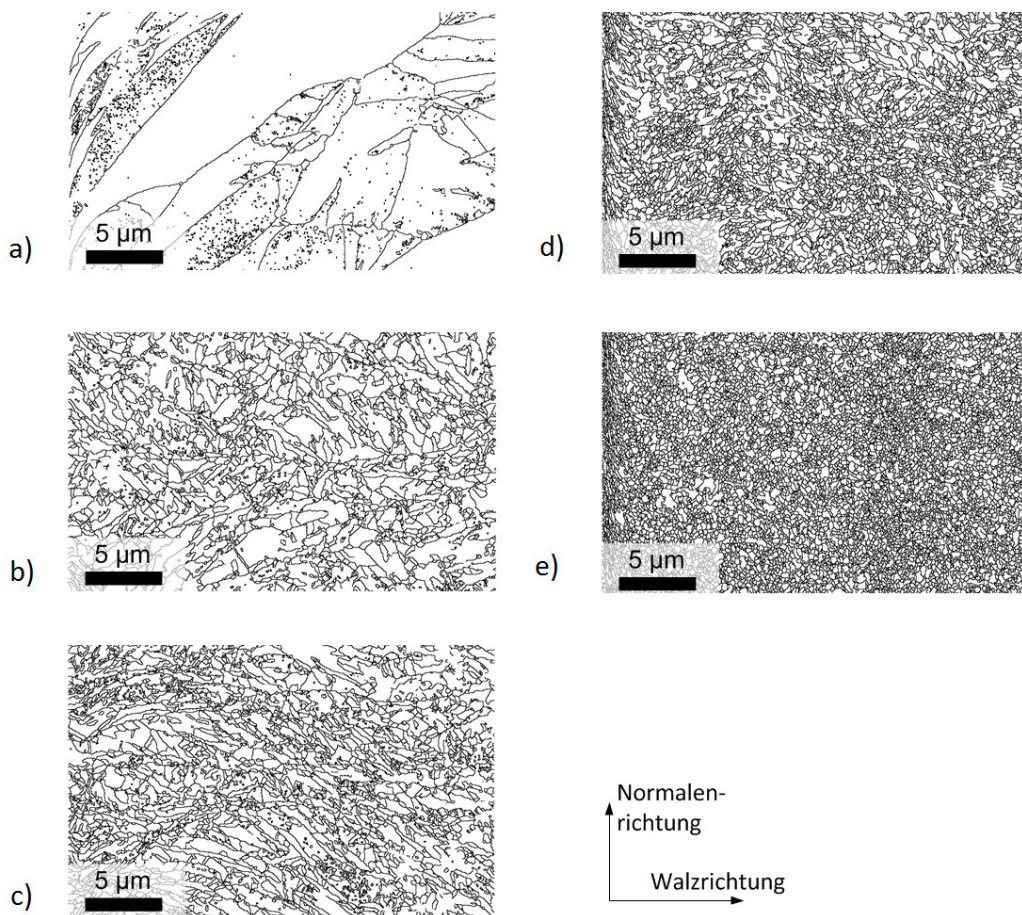


Abb. 47: Korngrenzenkarten aus EBSD-Messungen der zweitobersten Titanlagen nach dem vierten ARB-Zyklus mit 60% (a), 50,1% (b), 48,1% (c), 46,6% (d) und 44,9% (e) Reduktion.

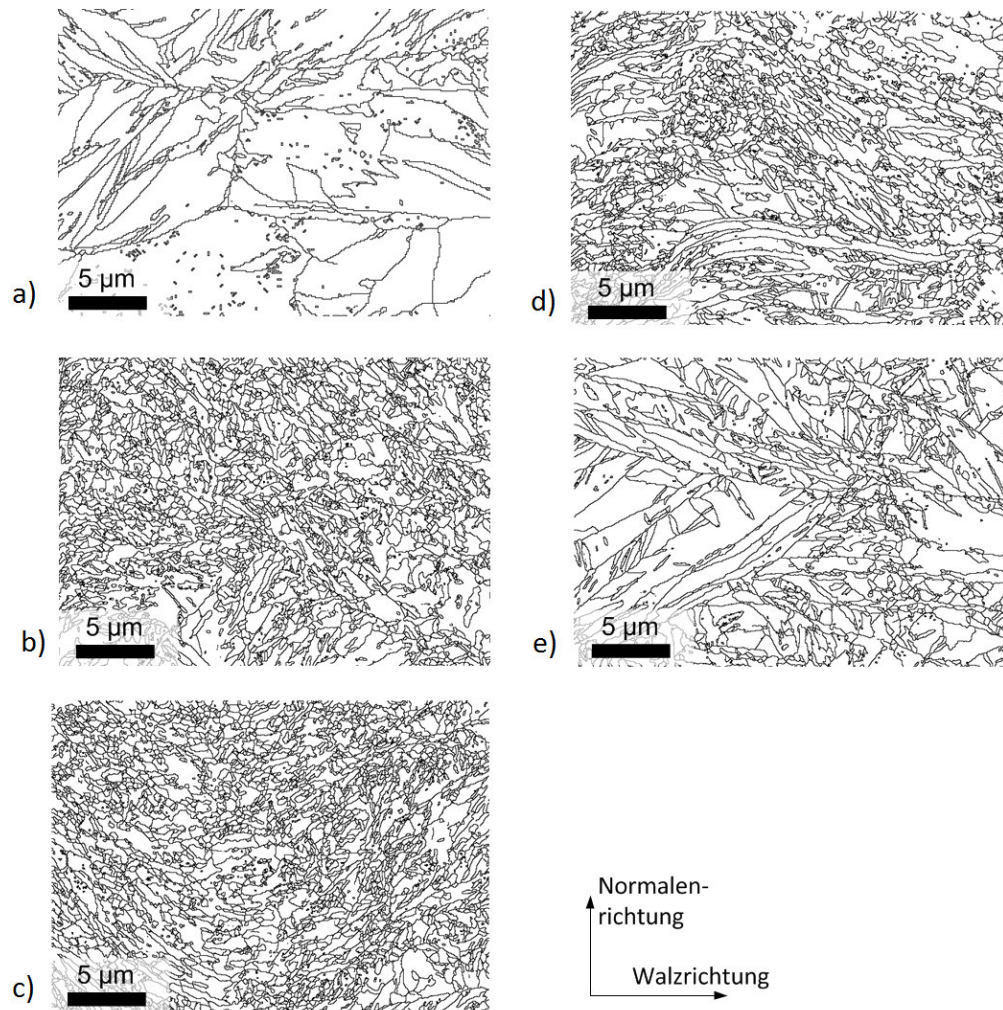


Abb. 48: Korngrenzenkarten aus EBSD-Messungen in mittleren Titanlagen nach dem vierten ARB-Zyklus mit 60% (a), 50,1% (b), 48,1% (c, h), 46,6% (d) und 44,9% (e) Reduktion.

Unter dem Aspekt der Stabilisierung der Schichten durch geringere Reduktion ist der zuvor geführte Vergleich vom Plattieren im Trio- und Quarto-Walzgerüst erneut zu führen, jedoch nicht bei gleichen Reduktionen, sondern bei den jeweils geringsten zum Plattieren führenden Dickenreduktionen. Hierbei zeigt sich, dass die Zahl der Einschnürungen mit 33 je 10 mm² für beide Walzenanordnungen gleich ist. Die Zahl der vollständig getrennten Einschnürungen ist bei Quartowalzen mit 4 je 10 mm² höher als beim Triowalzen mit 1 je 10 mm². Die das Einschnüren verstärkende Wirkung des Triowalzens bei gleicher Reduktion wird folglich durch die Möglichkeit der geringeren Reduktion mindestens kompensiert. Die Variation der Reduktion hat zudem Einfluss auf die Verteilung der

Scherverformung in Richtung der Blechdicke. Bei geringer Dickenreduktion ist sie inhomogener als bei hoher Dickenreduktion. Das äußert sich in Unterschieden im Gefüge der Titanlagen. An der zweitobersten Titanlage, die über alle Versuche hinweg der Standardmessort ist und sich nahe an den Blechoberflächen befindet, nimmt die Korngröße mit steigender Reduktion kontinuierlich zu (siehe Abb. 47). Abweichend vom allgemeinen Vergleich wurden an diesen Proben zusätzliche EBSD-Messungen an den in der Mitte befindlichen vierten Titanlagen durchgeführt. Diese zeigen für Dickenreduktionen von 48,1% bis 60% die gleichen Korngrößen wie die entsprechenden Messungen der Probenränder (Abb. 48). Für geringere Reduktionen ist die Korngröße in der Mitte deutlich größer als am Rand. Die stärker umgeformten Bleche weisen eine homogene Verformung und folglich ein homogenes Gefüge auf.

Das Fazit dieses Abschnittes ist, dass es das asymmetrische Triowalzen ermöglicht, bei geringerer Reduktion als durch symmetrisches Walzen am Quartogerüst zu plattieren. Die geringere Reduktion führt zu einer verringerten Zahl an Einschnürungen. Somit ist auch im Vergleich zu den im Quartogerüst gewalzten Blechen eine geringere Anzahl an Einschnürungen erreicht worden. Das Gefüge des Titans wird über die Lagen hinweg inhomogener, je geringer die Dickenreduktion ist.

5.2. Parametersatz und Vergleich des Verbundes mit Einzelmaterial-Blechen

In Abschnitt 5.1. wurden die technologischen Parameter der Walztemperatur, des Vorwärmens, der Zwischenwärmebehandlung, der Walzgeschwindigkeit, des Haspelzuges und des Walzprinzips (symmetrisches Quartowalzen oder asymmetrisches Triowalzen) anhand der Gefügeentwicklung und soweit relevant der Härte und Zugfestigkeit besprochen. Das zusammenfassend ist ein Parametersatz gefunden

worden, der zu Ti/Al-Verbundblechen führt, die auch nach dem achten Plattieren noch eine laminare Struktur haben. Die Kernaussagen sind in Tabelle 9 zusammengefasst. Bezüglich der Wahl von Quarto- oder Triowalzen ist das Ergebnis ambivalent. Zwar verursacht das Triowalzen bei 50% Stichabnahme mehr Einschnürungen. Jedoch ermöglicht das Walzen mit der Trio-Geometrie die Verringerung der Dicken-Reduktion. Durch eine reduzierte Stichabnahme lässt sich die Zahl der Einschnürungen jedoch verringern. Das Triowalzen kann daher für das Herstellen von Ti/Al-Verbundblechen zielführend eingesetzt werden. Das Walzen im Trioprinzip ist mit den zur Verfügung stehenden Walzen nicht mit der Forderung nach schnellem Umformen zu vereinbaren, da der Einfluss der höheren Geschwindigkeit auf das Einschnüren des Titans höher ist als derjenige der geringeren Stichabnahme. Da Leistung als das Produkt aus Drehmoment und Winkelgeschwindigkeit ausgedrückt werden kann, ist jedoch zu erwarten, dass sich schnelles Triowalzen an auf höhere Leistung ausgelegten Walzen durchgeführt werden kann.

Tabelle 9: Übersicht über die Auswirkung und Handlungsempfehlung bezüglich der in Abschnitt 5.1. untersuchten Walzparameter.

Größe	verringerte Zahl an Einschnürungen durch	gewählter Wert
Umformgeschwindigkeit	höhere $\dot{\varphi}$	23,4 s ⁻¹
Walzentemperatur	geringere Temperatur	Raumtemperatur
Blechvorwärmtemperatur	geringere Temperatur	Raumtemperatur
Zwischenwärmebehandlung	zu applizieren	450°C / 90 min
Haspelzug	geringe Zugkraft	kein Haspelzug
Reduktion	geringere Stichabnahme	45% beim Triowalzen 50% beim Quartowalzen

Die Ti/Al-Verbundproben werden nach dem vierten ARB-Zyklus mit gleichartig umgeformtem Aluminium verglichen. Der Vergleich wird sowohl für den Prozess ohne Zwischenglühungen als auch den mit der

Zwischenwärmebehandlung geführt. Das Aluminiumgefüge ist im Verbund mit Titan feinkörniger, als bei Aluminium, das ohne Titan dem ARB-Prozess unterzogen wird (siehe Abb. 49). Die Zugfestigkeit der Verbunde ist nach dem vierten Zyklus höher als in gleicher Weise prozessiertes Titan. Da Titan jedoch eine höhere Massendichte als Aluminium hat, wird der Vergleich auf die jeweilige Dichte der Bleche normiert. Dabei zeigt sich, dass das abgeschnürte Titan die spezifische Festigkeit senkt, während laminares Titan die spezifische Festigkeit gegenüber Aluminium erhöht.

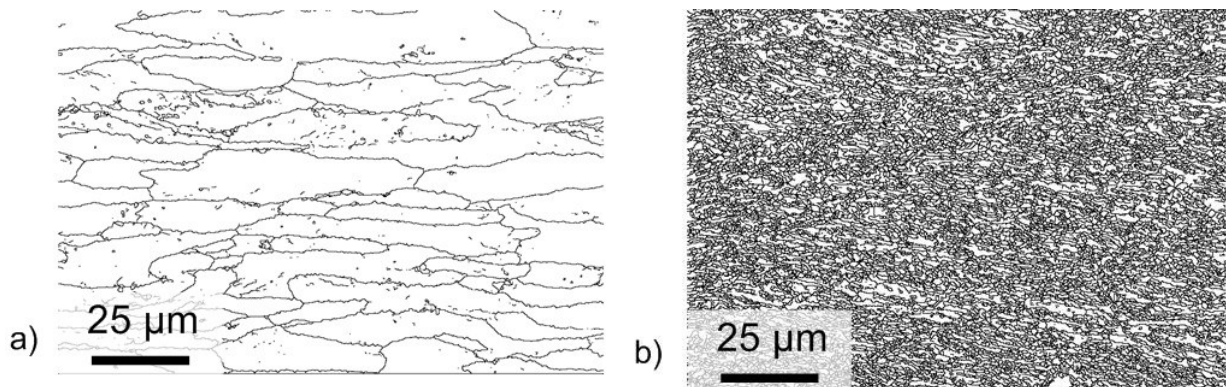


Abb. 49: Korngrenzenkarten von separat gewalztem Aluminium nach 4 ARB-Zyklen mit (a) und ohne (b) Zwischenwärmebehandlung.

Tabelle 10: mechanische und Gefügekennwerte von Aluminium und Ti/Al-Verbunden nach dem ARB-Prozess.

	Aluminium		Ti/Al-Verbunde	
	ohne IHT	mit IHT	ohne IHT	mit IHT
Zugfestigkeit / MPa	358	256	425	388
spez. Zugfestigkeit / $\text{MPa} \cdot \text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$	133	95	124	114
0,2 % Dehngrenze / MPa	346	239	254	329
Bruchdehnung / %	2,9	5,2	1,6	8,5
d_{50} / μm	0,8	1,6	Al: 0,4 Ti: 0,4	Al: 1,5 Ti: 0,9
d_{A50} / μm	6,4	47,8	Al: 3,0 Ti: 3,3	Al: 18,6 Ti: 9,4

Zu berücksichtigen ist, dass das Walzen von Aluminium ohne Titan keine Zwischenwärmebehandlung (intermediate heat treatment, IHT) erfordert. Bei den zwischenwärmebehandelten Blechen ist sowohl die Bruchdehnung

als auch die spezifische Festigkeit beim Verbundblech höher als beim Aluminiumblech (siehe Tabelle 10). Es wird damit gezeigt, dass die Herstellung eines Ti/Al-Verbundbleches mit laminaren Titanschichten möglich ist. Bezogen auf die spezifische Festigkeit ergibt sich aus der Herstellung eines Ti/Al-Verbundbleches gegenüber ultrahochfestem Stahl mit $126 \text{ bis } 188 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ [146] kein Vorteil. Ursache dafür ist, dass entweder die Titanschichten einschnüren und abreißen oder durch die Zwischenwärmebehandlung die Korngrößen- und Kaltverfestigung verringert werden.

Es stellt sich daher die Frage, ob das Ziel einer erhöhten spezifischen Festigkeit an den erzeugten Ti/Al-Verbunden mit nachgelagerten Prozessen erreicht werden kann. Idealerweise verringert sich dabei die Bruchdehnung nicht oder nur in geringem Umfang. Dazu werden zwei Ansätze untersucht. In Abschnitt 5.3. wird die Auswirkung von Kaltwalzen auf die Bleche untersucht, die mittels ARB und Zwischenglühung bis zum achten Zyklus hergestellt wurden. Die zusätzlichen Walzschriffe werden ohne weiteres Zwischenglühen vorgenommen, dafür ist die Stichabnahme je Stich mit rund 20% geringer als beim Plattieren. Der zweite Ansatz ist das Differential speed rolling, das in Kapitel 6 besprochen wird.

5.3. Nachwalzen

Durch die Zwischenwärmebehandlungen kann zwar die laminare Struktur der Verbundbleche gewahrt werden, jedoch haben sie daneben auch zur Folge, dass die Festigkeit der erzeugten Bleche nach dem ersten ARB-Zyklus keine weitere Zunahme erfährt. Nachdem mittels acht ARB-Zyklen ein Verbundblech mit 640 Einzellagen erzeugt wurde, ist es das Ziel, die Festigkeit dieser Bleche durch konventionelles Walzen zu erhöhen. Dafür werden Verbundbleche mit den Zielen der Kaltverfestigung und der Hall-Petch-Härtung ein bis fünf Mal mit jeweils 20% Dickenreduktion und ohne

weitere Zwischenglühung gewalzt. Der erste Nachwalz-Stich ergibt sowohl im Titan als auch im Aluminium eine merkliche Kornfeinung, die Folgezyklen allerdings nicht mehr (siehe Abb. 50). Die Titanlagen bleiben weiterhin laminar (siehe Abb. 51), die Dickenvariation nimmt mit den zusätzlichen Walzzyklen aber deutlich zu (siehe Abb. 52).

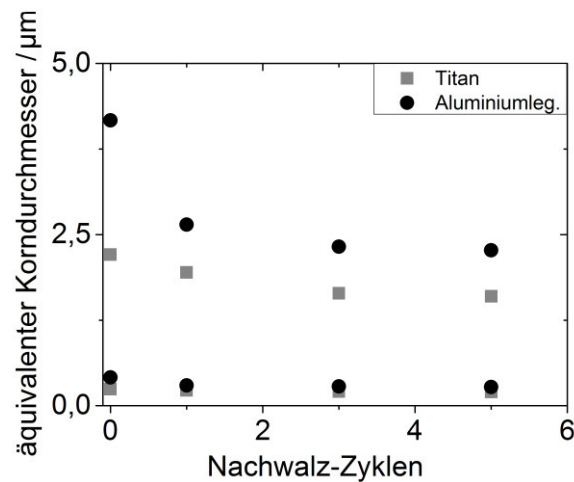


Abb. 50: Korngrößenkennzahlen für Aluminium und Titan nach 8 ARB-Zyklen mit Zwischenglühung und 1, 3 und 5 Nachwalzschritten ohne Zwischenglühen und jeweils 20% Dickenreduktion.

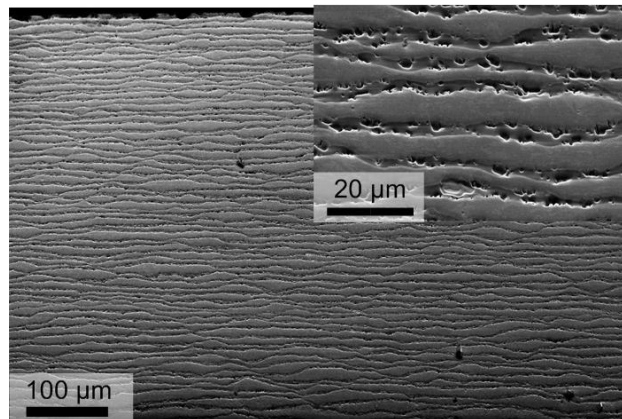


Abb. 51: Elektronenmikroskopische Aufnahme mittels SE-Detektor von Ti/Al Verbundblechen mit acht ARB Zyklen mit Zwischenglühung und einem nachfolgenden Walzschrift mit jeweils 20% Dickenreduktion.

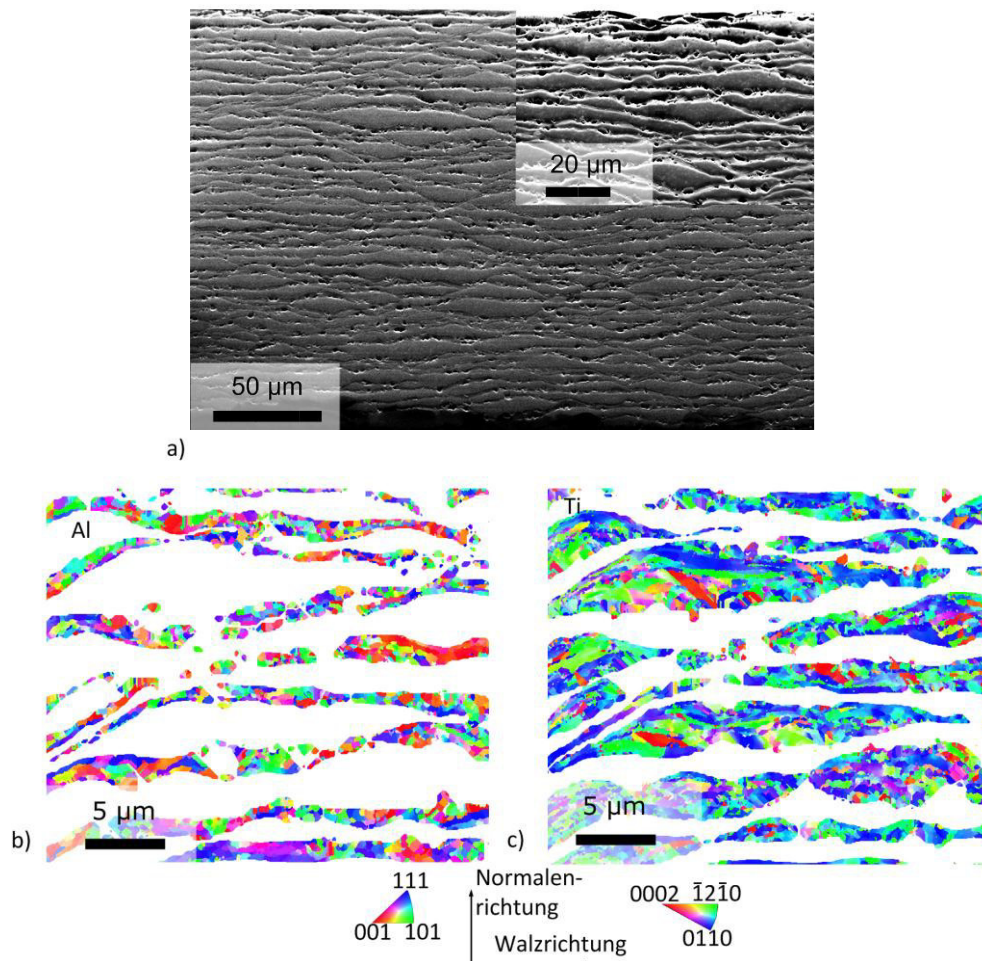
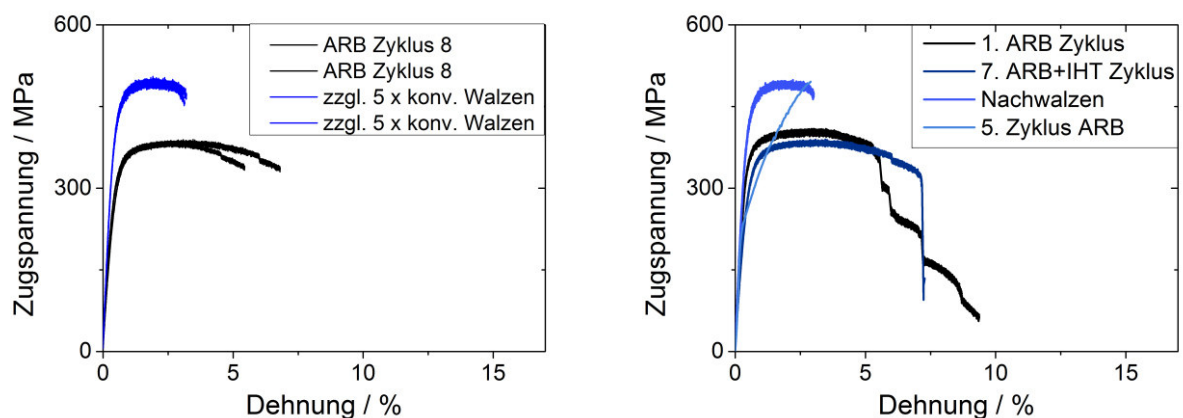


Abb. 52: Elektronenmikroskopische Aufnahme mittels SE-Detektor von Ti/Al Verbundblechen mit acht ARB+IHT Zyklen und fünf nachfolgenden Walzschritten mit jeweils 20% Dickenreduktion (a). Nach den Phasen Aluminium (b) und Titan (c) getrennte EBSD-Karte derselben Probe. Der Farbcode beschreibt die Kristallorientierung in Walzrichtung.

Ein Einschnüren von Titan findet zwar statt, wegen der im Vergleich zum ARB geringen Dickenreduktion je Walzstich werden jedoch weniger Einschnürungen ganz abgeschnürt und die abgeschnürten Titanplättchen sind weniger in Normalenrichtung gebogen (Abb. 52 a). Das Gefüge des Aluminiums besteht aus wenigen gestreckten und tordierten Körnern während die Mehrzahl der Körner äquiaxial ist. Die Korngröße wird bei der Mehrheit der Körner von der Lagendicke bestimmt. Im Titan sind die Körner dagegen feiner als die Lagendicke. Es liegt jedoch ebenfalls eine Mischung aus gestreckten und äquiaxialen Körnern vor (Abb. 52 b und c). Gegenüber den Blechen nach dem zwischenwärmebehandelten ARB-Vorgang haben die nachgewalzten Bleche eine mit 497 MPa erhöhte Zugfestigkeit, die Bruchdehnung ist mit 2,8% halbiert (siehe Abb. 53 a).

Diese Kennwerte entsprechen denen von mittels ARB (5 Zyklen) ohne Zwischenglühung hergestellten Blechen. Allerdings ist die Dehngrenze der nachgewalzten Bleche mit 423 MPa um 170 MPa höher (siehe Abb. 53 b). Einfaches Kaltwalzen von Ti/Al-Verbundblechen stellt demnach eine Möglichkeit dar, die Festigkeit auf Kosten der Verformbarkeit zu erhöhen. Mit $122 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ ist die spezifische Festigkeit jedoch nach wie vor gering im Vergleich zu hochfestem Stahl, ohne dass ein Vorteil hinsichtlich der Duktilität besteht. Daher wird im folgenden Kapitel mit dem Differential speed rolling ein alternativer Nachwalzprozess für die mittels ARB hergestellten Verbunde diskutiert. Dieser soll durch verstärkte Scherung in der Umformzone einen anderen Dehnungszustand einstellen und damit sowohl die Festigkeit als auch die Duktilität erhöhen.



a) b)
Abb. 53: Spannungsdehnungskurven aus dem Zugversuch von zwei Proben nach acht ARB+IHT Zyklen sowie zwei nach fünf zusätzlichen Nachwalzzyklen (a) sowie von charakteristischen Blechen nach dem ersten ARB-Zyklus, nach sieben ARB+IHT Zyklen, nach fünf weiteren Nachwalzschritten sowie nach fünf ARB-Zyklen ohne IHT (b).

6. DSR / Walzen mit verschiedenen Geschwindigkeiten der Arbeitswalzen

6.1. Ermittlung der Scherung beim Walzen mit verschiedenen Geschwindigkeiten der Arbeitswalzen in Abhängigkeit der vorherigen ARB-Zyklen

Walzen mit einem Unterschied der Geschwindigkeiten der Arbeitswalzen (Differential speed rolling, DSR) soll mittels Kornfeinung für eine erhöhte Festigkeit sorgen und gleichzeitig die Walztextur insbesondere im Titan modifizieren. Die Ausbildung der üblicherweise im Titan beobachteten Walztextur ist für die weitere Verformung ungünstig. Mittels DSR kann dieser Vorgang deutlich verzögert und bisweilen unterdrückt werden.

Beim DSR wird das Walzgut einerseits wie beim Walzen mit gleicher Geschwindigkeit drehenden Walzen in der Dicke reduziert. Zusätzlich wird das Walzgut aber geschert. Über die örtliche Verteilung der Scherung durch das DSR gibt es bislang keine veröffentlichten Studien. Diese Information ist bei laminaren Verbundblechen von Bedeutung, um zu unterscheiden, ob die äußere Verformung durch ein Abgleiten der verschiedenen Lagen oder durch eine Scherung des Materials getragen wird. Daher widmet sich dieser Abschnitt der Frage nach der Verteilung der Scherung über die Blechdicke in laminaren Ti/Al-Verbunden.

DSR wird dazu auf die Verbundbleche nach dem ersten sowie nach dem sechsten ARB-Zyklus angewandt. Nach 6 ARB-Zyklen hat ein Verbundblech 160 Lagen, also 159 Bindelagen, die aneinander abgleiten können. Wie Abschnitt 3.5 erläutert, werden in die Verbundbleche Stecker aus weichgeglühtem Kupfer eingesetzt. Deren Form nach dem DSR gibt Aufschluss über die Verformung der Bleche. Das ist möglich, da das Kupfer so weich ist, dass es die Verformung des Bleches nicht behindert.



Abb. 54: Elektronenmikroskopische Abbildung mittels SE-Detektor: Längsschliff eines Kupfersteckers, der vor dem DSR in ein 5-lagiges Ti/Al-Verbundblech eingebracht wurde. Morphologie nach vier DSR-Stichen mit jeweils 20% Stichabnahme und Walzgeschwindigkeiten von 2,2 und 2,0 m/min für Ober- und Unterwalze.



Abb. 55: Elektronenmikroskopische Abbildung mittels SE-Detektor: Längsschliff eines Kupfersteckers, der vor dem konventionellen Walzen in ein 160-lagiges Ti/Al-Verbundblech eingebracht wurde. Morphologie nach vier Stichen mit jeweils 20% Stichabnahme und einer Walzgeschwindigkeit von 2,0 m/min.

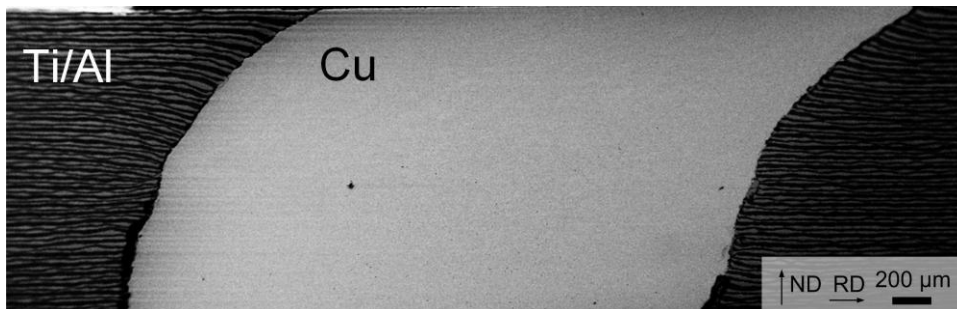


Abb. 56: Elektronenmikroskopische Abbildung mittels SE-Detektor: Längsschliff eines Kupfersteckers, der vor dem DSR in ein 160-lagiges Ti/Al-Verbundblech eingebracht wurde. Morphologie nach vier DSR-Stichen mit jeweils 20% Stichabnahme und Walzgeschwindigkeiten von 2,2 und 2,0 m/min für Ober- und Unterwalze.

Beim Ti/Al-Blech mit fünf Lagen wird der Kupferstecker durch drei DSR-Zyklen mit einer Gesamtscherung von 0,96 stufenförmig verformt (siehe Abb. 54). Die Verformung wird in diesem Fall mehrheitlich durch ein Abgleiten der individuellen Lagen verursacht. Das gleiche Experiment wird auch an einem Verbundblech mit 160 Lagen durchgeführt. Um hier die

Scherung eindeutig zuweisen zu können, wird zuvor eine Referenz erstellt. Dafür wird an einem feinlagigen aber konventionell gewalzten Blech die Scherung mit derselben Methode untersucht. Der Kupferstecker wird in diesem Fall vor allem gestaucht und behält seine Zylinderform weitgehend bei. Er zeigt drei kleinere Stufen, die sich jeweils an Lagen oder Verbindungsschichten befinden, die nicht fest verbunden sind. Er markiert somit schwache Bindelagen (Abb. 55). Bei einem gleichartigen Ti/Al-Blech, das jedoch mittels DSR geschert wurde, ist der Kupferstecker kontinuierlich verformt (Abb. 56). An vier Stellen zeigt der Längsschliff ebenfalls kleinere Stufen, was darauf hinweist, dass es auch bei diesem Blech einzelne schwache Bindelagen gibt. Überwiegend wird das 160-Lagen-Blech jedoch durch kontinuierliche Scherung verformt, diese jedoch nicht gleichmäßig über den Querschnitt des Bleches verteilt ist, sondern von unten nach oben zunimmt. Für die 160-lagige DSR Probe ergibt sich nach der in Abschnitt 3.2. beschriebenen Berechnungsvorschrift eine Scherung, die, bedingt durch den gewählten Polynom-Fit, linear von der unteren zur oberen Kante ansteigt (Abb. 57). Die Verteilung der Scherverformung sowie ihre Auswirkung auf das Gefüge und die Härte werden im Folgenden erörtert.

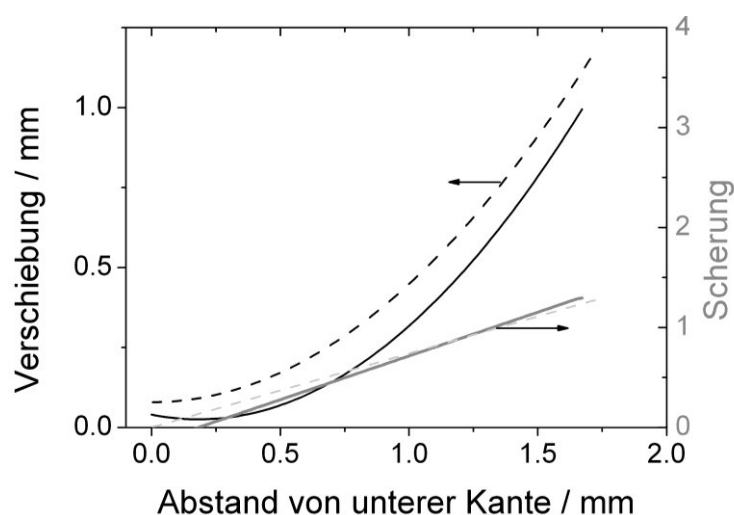


Abb. 57: örtliche Verschiebung des Kupfersteckers und seine Scherung in Walzrichtung in Abhängigkeit vom Abstand zur unteren Blechkante.

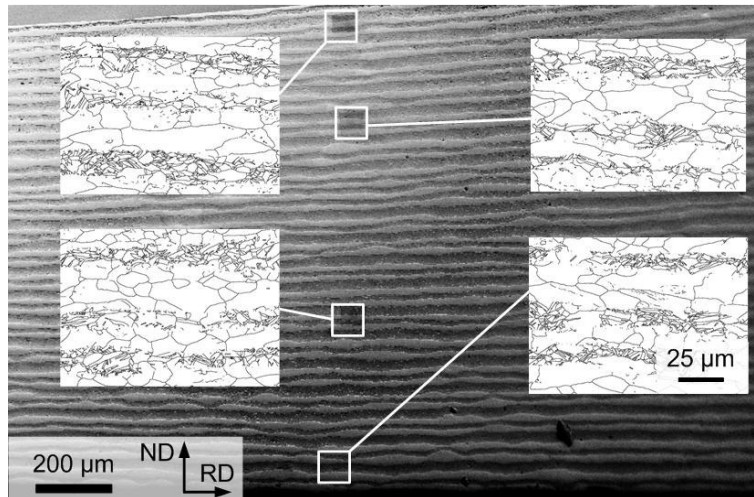


Abb. 58: Korngrenzenkarten an unterschiedlichen Positionen mit zunehmendem Abstand von der unteren Blechkante an einem Verbundblech nach viermaligem ESR (Walzgeschwindigkeit 2,0 m/min).

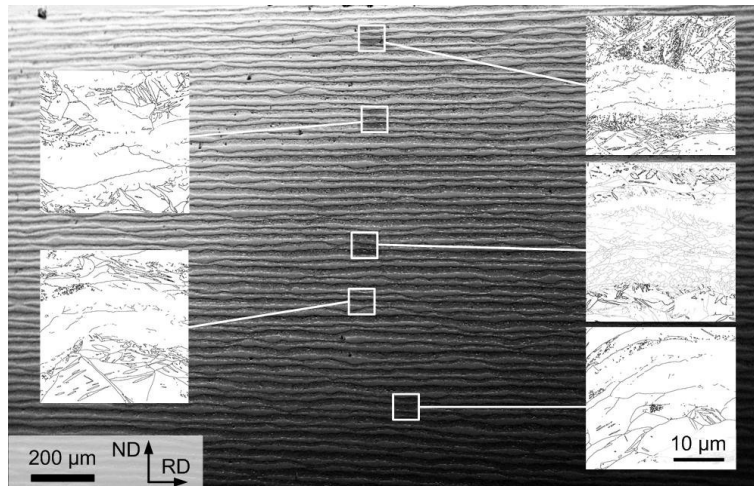


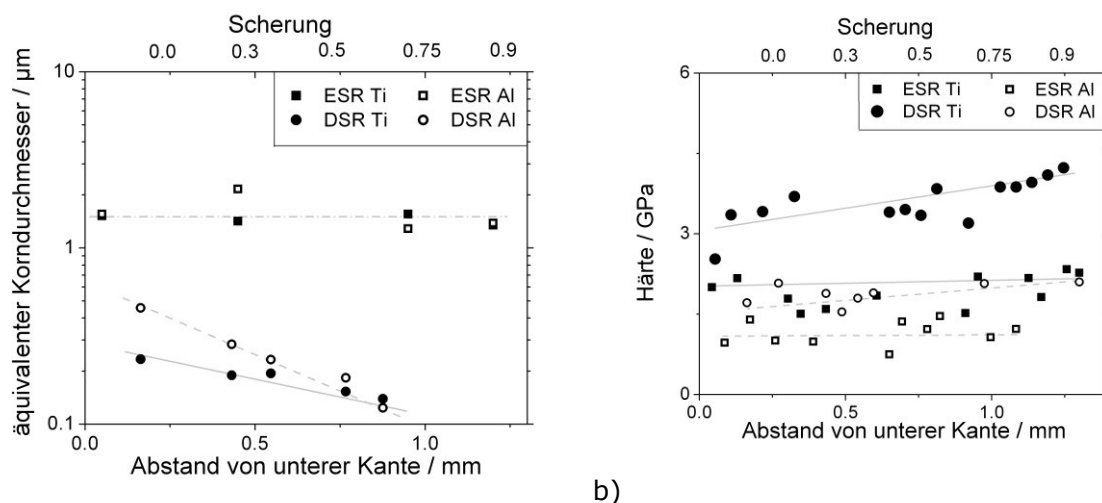
Abb. 59: Korngrenzenkarten an unterschiedlichen Positionen mit zunehmendem Abstand von der unteren Blechkante an einem Verbundblech nach viermaligem DSR mit Oberflächengeschwindigkeiten der Walzen von 2,2 und 2,0 m/min.

Sowohl am konventionell gewalzten, als auch am mittels DSR bearbeiteten Verbundblech wurden an mehreren Stellen entlang der Normalenrichtung EBSD-Messungen durchgeführt. Die daraus erstellten Korngrenzenkarten sowie der jeweilige Mess-Ort sind in Abb. 58 und Abb. 59 dargestellt. Die Karten zeigen jeweils sowohl Aluminium als auch das wesentlich feinkörnigere Titan.

Die orts aufgelöste Scherung wird mit den ebenfalls orts aufgelöst vorliegenden Daten zur Korngröße und Härte korreliert. Die Korngröße nimmt mit zunehmender Scherung innerhalb der Probe ab (Abb. 60 a) und

die Härte zu (Abb. 60 b). Die Reduktion der Korngröße ist im Aluminium ausgeprägter als im Titan. Umgekehrt ist die Härtezunahme im Titan deutlicher, da die Hall-Petch-Konstante von Titan um den Faktor zehn größer ist als die von Aluminium. Die konventionell gewalzte Vergleichsprobe zeigt keine Scherung. Infolgedessen hat sie im Vergleich zu der DSR-Probe gröbere Körner und eine geringere Härte und bei beiden Größen ist kein örtlicher Gradient vorhanden.

DSR resultiert zusammenfassend in einer Kornfeinung und Härtung sowohl der Titan- als auch der Aluminiumphase und zudem in einem Gradientenwerkstoff mit einem Korngrößen- und Härtegradienten in Richtung der Blechebenen-Normalen.



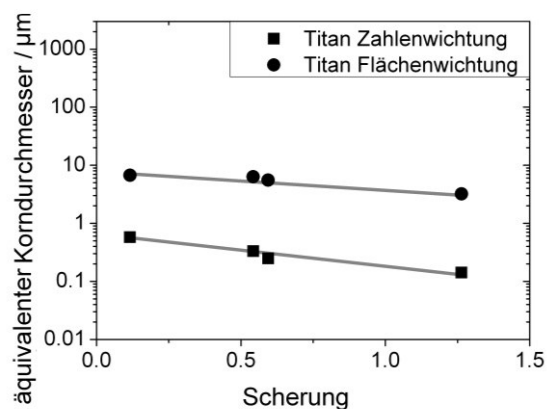
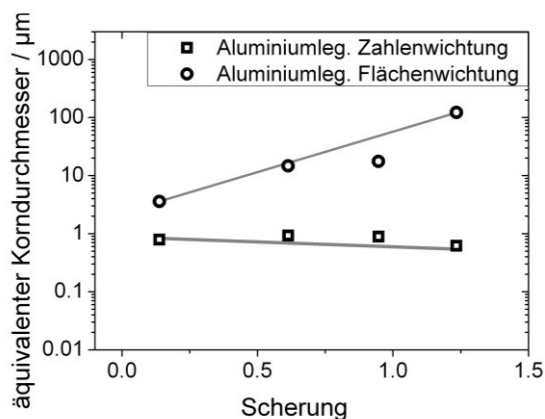
a)
Abb. 60: Korngrößenkennwerte (a) und Härte (b) der Aluminium- und Titanphase in Abhängigkeit vom Abstand der unteren Blechkante und der örtlichen Scherung des Materials.

6.2. Entwicklung des Gefüges in homogenen Metallen und Verbundmetallen

DSR von feinlagigen Ti/Al-Verbundblechen führt zum Scheren der einzelnen Lagen und führt im Vergleich zum konventionellen Walzen zu feineren Körnern. Es ist jedoch nicht bekannt, ob die Gefüge- und Festigkeitsentwicklung jener der reinen Metalle entspricht. Dieser Abschnitt beschäftigt sich daher mit der Frage, wie sich einerseits eine

Erhöhung der Geschwindigkeitsdifferenz beim Walzen und andererseits eine Erhöhung der DSR-Stiche bei konstanter Geschwindigkeitsdifferenz auf Korngröße und Festigkeit auswirken. DSR wird sowohl auf die Ausgangsmaterialien Aluminium und Titan als auch auf die Verbundbleche nach dem ersten ARB-Zyklus sowie nach dem sechsten ARB-Zyklus angewandt. Zunächst wird jeweils ein DSR-Zyklus durchgeführt, bei dem die Oberflächengeschwindigkeit der Unterwalze mit 2 m/min konstant bleibt, während die Geschwindigkeit der Oberwalze schrittweise zwischen 2 und 9 m/min variiert wird.

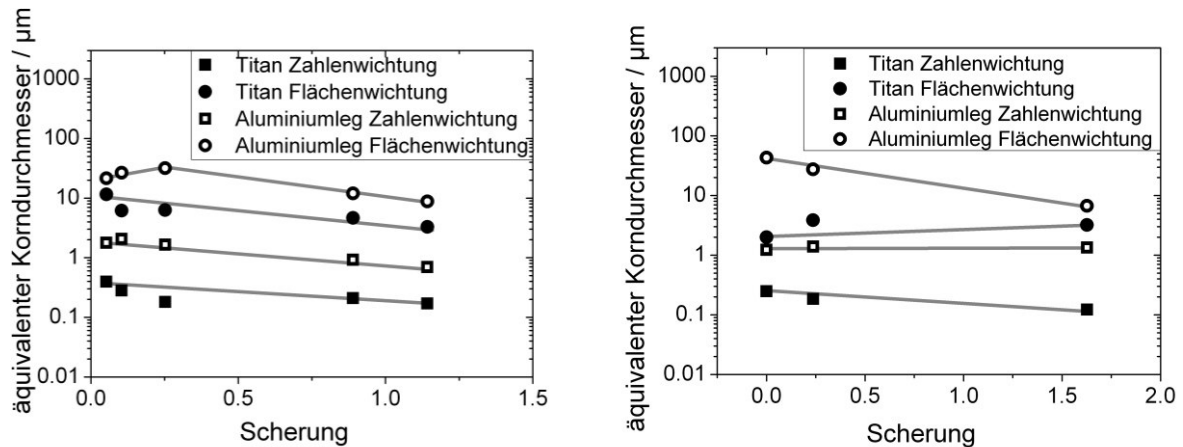
Die Entwicklung der Korngrößen der verschiedenen Größenklassen im Gefüge der Bleche nach dem DSR ist unterschiedlich. In unplattiertem Aluminium werden die kleinen Körner mit zunehmender Scherung kleiner, die großen Körner werden dagegen mit zunehmender Scherung kontinuierlich größer (Abb. 61 a). Beim unplattierten Titan zeigt sich sowohl für kleine als auch für große Körner die erwartete kontinuierliche Verringerung der Korngröße mit zunehmender Scherung (Abb. 61 b).



a)

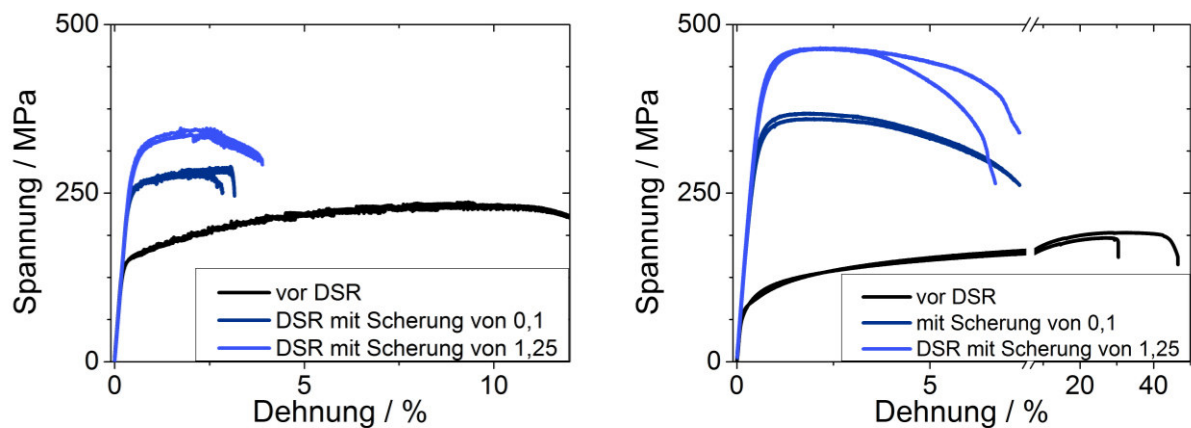
b)

Abb. 61: Äquivalenter Korndurchmesser der Aluminiumlegierung 5049 (a) und von Titan (b) in Abhängigkeit von der Scherung bei DSR.



a) b)
Abb. 62: Äquivalenter Korndurchmesser von mittels ARB hergestellten 5-lagigen (a) und 160-lagigen (b) Titan/Aluminium Verbundblechen in Abhängigkeit von der Scherung durch DSR.

Bis zu einer Scherdehnung von 0,25 ist bei 5-lagigen Titan/Aluminium-Verbunden ebenfalls eine Vergrößerung der großen Aluminiumkörner mit zunehmender Scherung festzustellen. Bei größeren Scherungen nimmt die Korngröße wieder ab. Im Titan nimmt die Korngröße sowohl bei kleinen als auch bei großen Körnern ab.



a) b)
Abb. 63: Im Zugversuch ermittelte Spannungs-Dehnungskurven von Aluminiumblechen (AA5049) (a) und Titanblechen (b) vor DSR (schwarz), nach DSR mit geringer Scherung (dunkelblau) und nach DSR mit hoher Scherung (blau).

Eine Größenzunahme der Aluminiumkörner ist im Falle von Verbundblechen, die erst nach sechs ARB-Zyklen mittels DSR geschert wurden, nicht zu beobachten. Der Kennwert d_{A50} für große Körner nimmt mit zunehmender Scherverformung stetig ab, während d_{50} konstant bleibt.

Im Titan schwankt d_{A50} bei einer Tendenz zur Vergrößerung, während d_{50} stetig kleiner wird. Die unplattierten Materialien verfestigen durch DSR deutlich (Abb. 63 und Abb. 65). Die Festigkeitssteigerung fällt für Aluminium umso höher aus, je stärker die Scherung ist, bei Titan ist die gering gescherte Probe jedoch fester als die stark gescherte.

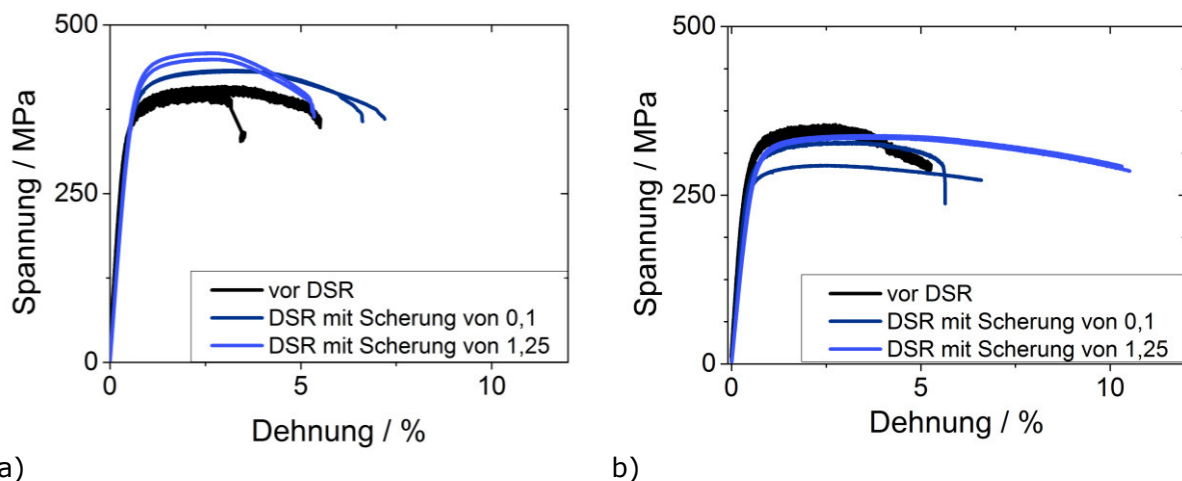


Abb. 64: Im Zugversuch ermittelte Spannungs-Dehnungskurven von 5-lagigen (a) und 160-lagigen (b) Ti/Al-Verbundblechen vor DSR (schwarz), nach DSR mit geringer Scherung (dunkelblau) und nach DSR mit hoher Scherung (blau).

Da bei unplattiertem Aluminium keine Kornfeinung auftritt und auch keine Phasengrenzen festigkeitssteigernd wirken können, ist die Festigkeitssteigerung ausschließlich auf die Kaltverfestigung zurückzuführen. Bei dem im Ausgangszustand ebenfalls rekristallisiert vorliegenden Titan tritt eine Kornfeinung auf. Die im Zugversuch gemessene Festigkeitssteigerung durch DSR von 176 MPa mit hoher Scherung geht nach der Hall-Petch-Gleichung zu 70% aus der Kornfeinung hervor. Es kann vermutet werden, dass die verbleiben den 30% auf Kaltverfestigung zurückzuführen sind. (Die Berechnung erfolgt analog zu Abschnitt 5.1.2.)

Die einmal plattierten Verbundbleche weisen eine Zunahme der Festigkeit durch DSR auf. Diese Festigkeitszunahme wird mit steigender Scherung größer. Da die Verbundbleche bereits vor dem DSR deutlich fester sind als die Ausgangsmaterialien, ist der Festigkeitsgewinn geringer (Abb. 64 a).

Bei den in sechs ARB-Zyklen hergestellten Verbundblechen ist keine weitere Verfestigung durch DSR feststellbar, die Proben zeigen sogar eine verminderte Zugfestigkeit (Abb. 64 b). Die Bruchdehnung wird durch DSR beeinflusst ohne dass zwischen starker und geringer Scherung ein Unterschied feststellbar ist. Bei den Einzelmaterialien tritt durch das Walzen infolge der Kaltverfestigung eine Verringerung der Bruchdehnung auf, bei den fünflagigen Verbundblechen ist sie unverändert und im Fall der 160-lagigen Verbundbleche ist sie nach vier DSR-Zyklen erhöht.

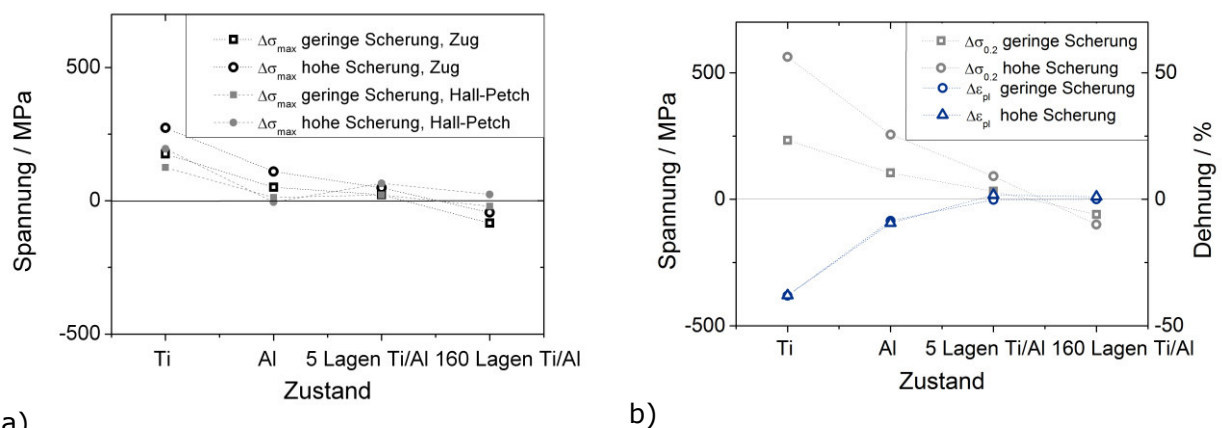


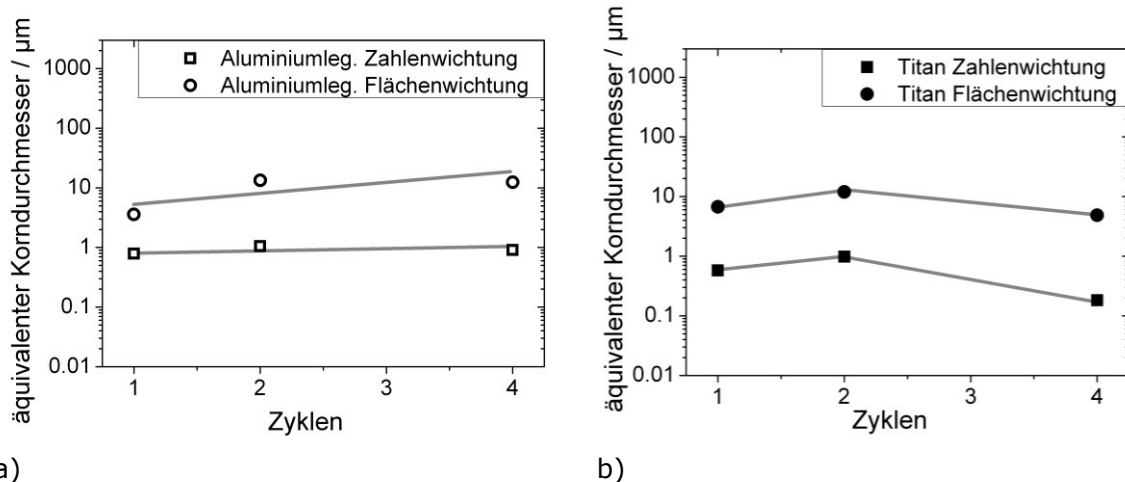
Abb. 65: Relative Änderung der Zugfestigkeit sowie der mittels Hall-Petch-Beziehung analog zu Abschnitt 5.1.2. berechneten Festigkeit von Titan, Aluminium, 5-lagigen sowie 160-lagigen Ti/Al-Verbundblechen durch DSR (a), Fließspannung und Bruchdehnung derselben Materialien (b).

Der Einfluss eines steigenden Geschwindigkeitsverhältnisses der Walzen bei DSR auf das Gefüge der bereits vorverformten Ti/Al-Verbunde ist gering und demzufolge ist auch nur eine geringe Änderung der mechanischen Eigenschaften zu beobachten.

Eine steigende Scherdehnung kann einerseits durch Erhöhung der Geschwindigkeitsdifferenz erreicht werden, andererseits durch Akkumulation durch die Wiederholung des DSR. Die Auswirkungen dessen werden im Folgenden betrachtet und diskutiert. Das Verhältnis der Walzgeschwindigkeit je Stich wird dabei mit 1,1 konstant gelassen.

Durch DSR nimmt im unplattierten Aluminium bzw. Titan die Korngröße von $3,6 \mu\text{m}$ auf $0,8 \mu\text{m}$ bzw. von $4,6 \mu\text{m}$ auf $0,6 \mu\text{m}$ ab. Eine Wiederholung des DSR-Vorgangs führt zu keiner weiteren Kornfeinung.

Teilweise wurde sogar eine leicht erhöhte Korngröße gemessen (Abb. 66). Der einfach plattierte Ti/Al-Verbund wird durch DSR feinkörniger. Die Korngröße des Aluminiums nimmt von $1,8 \mu\text{m}$ auf $1,2 \mu\text{m}$ und die des Titans von $1,7 \mu\text{m}$ auf $0,2 \mu\text{m}$ ab. Das Wiederholen des DSR bewirkt in beiden Phasen eine weitere leichte Verringerung der Korngröße (siehe Abb. 67). Die in sechs ARB-Zyklen hergestellten Verbundbleche sind bereits vor dem DSR sehr feinkörnig. Im Aluminium ist der Medianwert der Korngröße mit $0,9 \mu\text{m}$ und $1,0 \mu\text{m}$ vor und nach dem DSR annähernd konstant. Im Titan ändert sich dieser Wert von $0,2 \mu\text{m}$ auf $0,13 \mu\text{m}$. Die Korngröße bleibt bei diesem Verbundblech auch nach insgesamt vier DSR-Stichen konstant.



a) b)
Abb. 66: Äquivalenter Korndurchmesser von Aluminiumlegierung 5049 (a) und Titan (b) in Abhängigkeit von der Anzahl der DSR-Stiche.

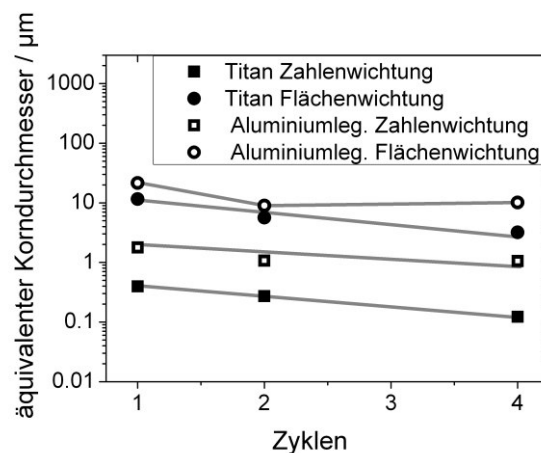
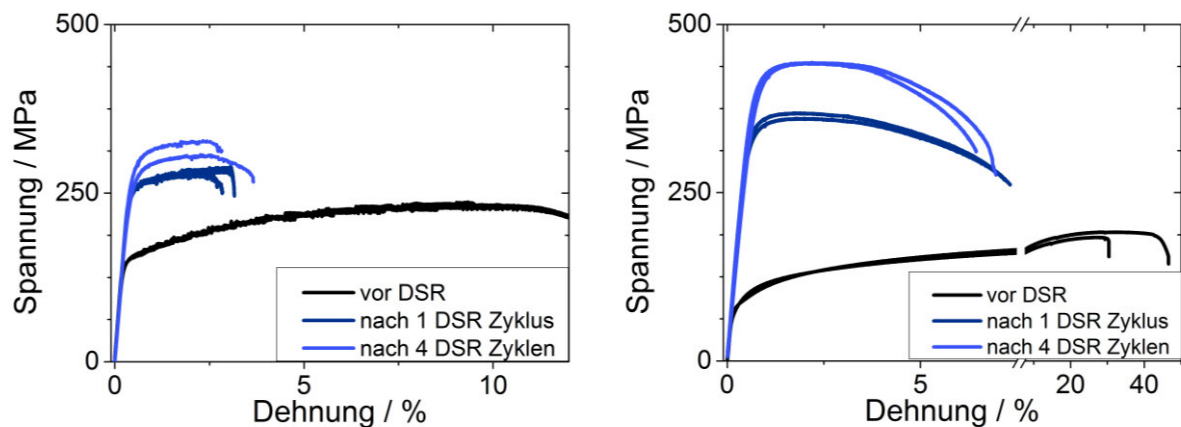


Abb. 67: Äquivalenter Korndurchmesser von Titan-Aluminium Verbundblechen mit fünf Lagen in Abhängigkeit von der Anzahl der DSR-Stiche.

Die Auswirkung des ersten DSR-Stiches ist bereits vom Anfang dieses Abschnittes bekannt. Die Zugkurven für einen DSR-Stich bei einem Geschwindigkeitsverhältnis von 1 zu 1.1 wurden dort bereits gezeigt, aber in Abb. 68 der Nachvollziehbarkeit halber erneut dargestellt. Nach jeweils vier DSR-Stichen kann sowohl für Titanbleche (Abb. 68 a), Aluminiumbleche (Abb. 68 b) und beide untersuchten Varianten von Verbundblechen (Abb. 69) eine Festigkeitssteigerung gegenüber den Blechen nach nur einem DSR-Stich festgestellt werden. Auffällig ist die Entwicklung der Zugkurven beim 160-lagigen Verbundblech. Die Festigkeit ist nach einem DSR-Zyklus geringer als zuvor. Nach drei weiteren DSR-Zyklen ist die Zugfestigkeit jedoch wieder größer und übertrifft den Ausgangszustand des sechsten ARB-Zyklus (Abb. 69). Die Bruchdehnung nimmt bei den Einzelmaterial-Blechen durch DSR und mit steigender Zahl an DSR-Zyklen ab (Abb. 70).



a) b)
Abb. 68: Im Zugversuch ermittelte Spannungs-Dehnungskurven von Aluminiumlegierung 5049- (a) und Titanblechen (b) vor DSR (schwarz), nach einem DSR Stich (dunkelblau) und vier DSR Stichen (blau).

Beim DSR werden zwei Mechanismen der Festigkeitssteigerung zur Anwendung gebracht: Kornfeinung sowie Kaltverfestigung. Bei allen vier Blechen steigt die Festigkeit durch wiederholtes DSR weiter, wobei diese Festigkeitssteigerung im Fall von Aluminium und dem einmal plattierten Verbundblech nur gering ist.

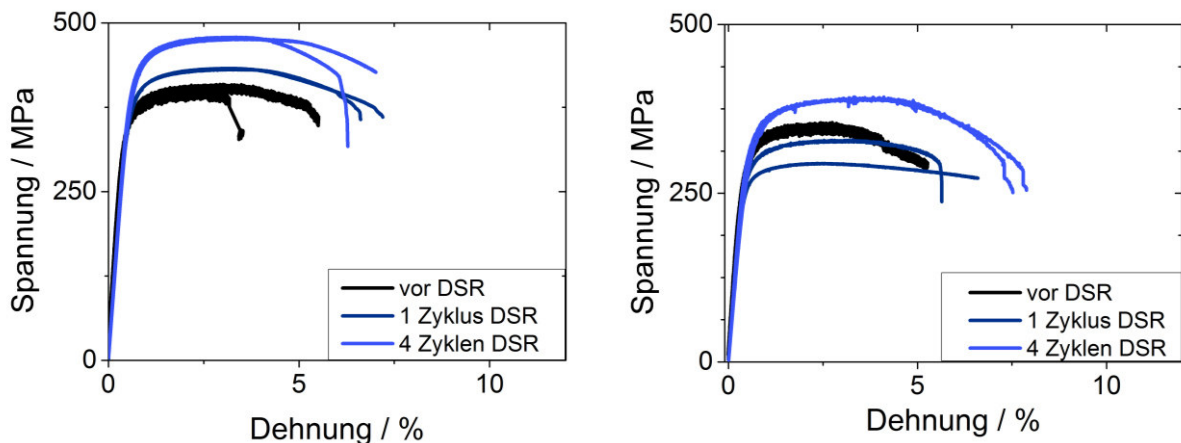
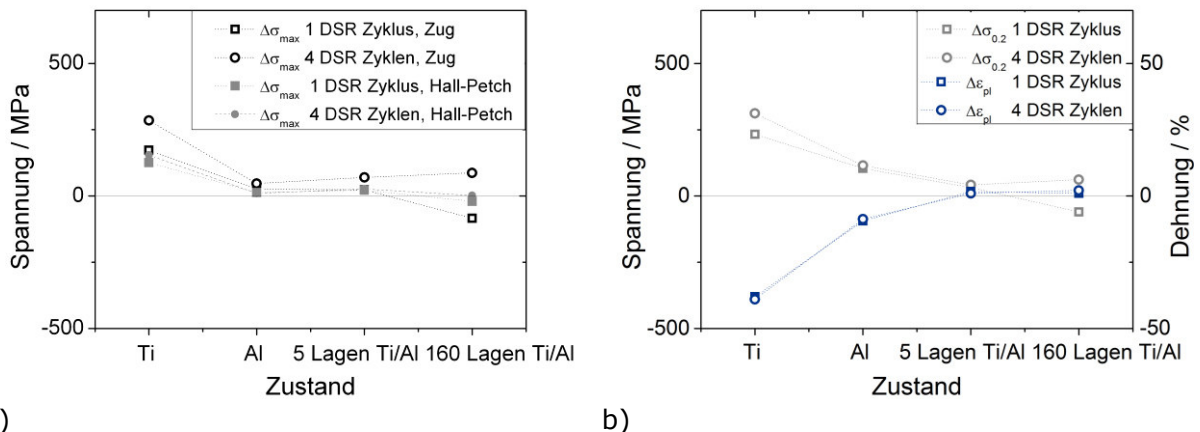


Abb. 69: Im Zugversuch ermittelte Spannungs-Dehnungskurven von 5-lagigen (a) und 160-lagigen (b) Ti/Al-Verbundblechen vor DSR (schwarz), nach einem DSR-Stich (dunkelblau) und vier DSR-Stichen (blau).



a) b) Abb. 70: a) Relative Änderung der Zugfestigkeit sowie der mittels Hall-Petch Beziehung analog zu Abschnitt 5.1.2. berechneten Festigkeit von Titan, Aluminium, 5-lagigen sowie 160-lagigen Ti/Al-Verbundblechen durch DSR, b) Fließspannung und Bruchdehnung derselben Materialien.

Die nach der Hall-Petch-Gleichung zu erwartenden Festigkeitssteigerungen wurden entsprechend Abschnitt 5.1.2. berechnet. Mit Ausnahme von reinem Titan tritt bei den Blechen keine oder nur eine geringe Verfestigung durch Kornfeinung auf (Abb. 70 a). Wie bei den Versuchen in Kapitel 5 ist daher anzunehmen, dass die Kaltverfestigung die gemessenen Festigkeitssteigerungen verursacht. Die Verbundbleche mit 160 Titan- bzw. Aluminiumlagen haben nach einmaligem DSR eine verringerte Festigkeit. Aufgrund der gröberen Körner ist auch die nach der Hall-Petch-Gleichung erwartete Festigkeit geringer, jedoch ist nicht die gesamte Festigkeitsminderung darauf zurückzuführen. Bei den

Verbundblechen wird durch die wiederholte Scherung zudem die Bindelagenfestigkeit erhöht. Das zeigt sich neben der erhöhten Festigkeit auch in der erhöhten Bruchdehnung. Lose gebundene Schichten reiben aneinander und bilden dadurch neue mechanische Verhakungen.

Wiederholtes DSR ermöglicht, anders als wiederholtes konventionelles Walzen sowie eine Erhöhung des Geschwindigkeitsverhältnisses bei einmaligem DSR, die Festigkeit sowie die Duktilität zu erhöhen. Die spezifische Festigkeit der viellagigen Ti/Al-Verbundbleche erhöht sich auf $116 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ bei einer Bruchdehnung von 6% und nach wie vor laminaren Titanlagen.

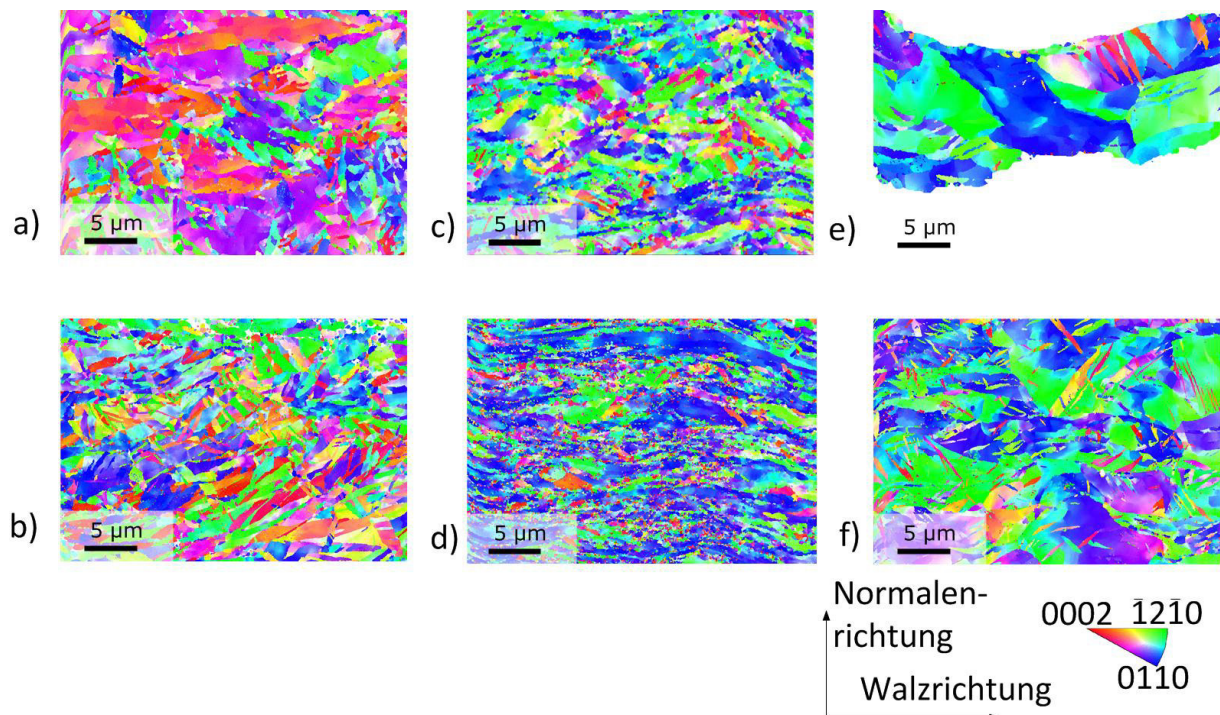


Abb. 71: EBSD-Karten von Titan nach DSR. Das Metall ist rein (a, b), im 5-Lagen-Verbund (c, d) und im 160-Lagen-Verbund (e, f) mit Aluminium gewalzt worden. Die Karten der oberen Reihe (a, c, e) sind mit einem DSR-Stich mit hoher Geschwindigkeitsdifferenz und die untere Reihe (b, d, f) mit 4 Stichen mit geringer Geschwindigkeitsdifferenz gewalzt worden. Der Farbcode beschreibt die Kristallorientierung in Walzrichtung.

Die EBSD-Messungen geben wegen des geringen untersuchten Volumens nicht die globale Textur der Bleche wieder. Daher werden an dieser Stelle keine Polfiguren oder Orientierungsdichtediagramme dargestellt, die

diesen Eindruck erwecken würden. Die Karten geben jedoch eine Ausbildung der für weitere Verformung ungünstigen Walztexturkomponente wieder. Dazu weisen die Karten jeder in Walzrichtung liegenden Kristallorientierung eine Farbe zu. Ein rot eingefärbtes Korn beschreibt dabei, dass die Normale der Basisebene der hexagonalen Elementarzelle des Titans in Walzrichtung liegt. Im Aluminium bedeutet die rote Einfärbung, dass die Normalen auf einer der drei Würfel Flächen der Elementarzelle in Walzrichtung liegen. Diese Auftragung wurde gewählt, da sie für das Titan anzeigt, ob und wie sehr die Basisebene aus der Blechebene heraus in die Walzrichtung gekippt ist, denn diese Kippung in Walzrichtung ist eine für die weitere Umformung günstige Texturkomponente.

Im Titan ist das Gefüge stets feiner, wenn DSR mehrmals durchgeführt wurde, als wenn es einmalig mit hoher Geschwindigkeitsdifferenz erfolgte. Bei reinem Titan sind noch viele Körner rot bzw. mit Rot-Tönen markiert, was eine günstige Textur anzeigt. Die in gleicher Art mit DSR gewalzten Ti/Al-Verbunde weisen nur sehr wenige rot markierte Körner auf (Abb. 71). Die Titan-Textur der Verbunde ist für weiteres Walzen ungünstig. Die verschiedenen Verbunde unterscheiden sich in der Korngröße des Titans. Die 5-Lagen-Verbunde sind feinkörniger als die 160-Lagen-Verbundbleche.

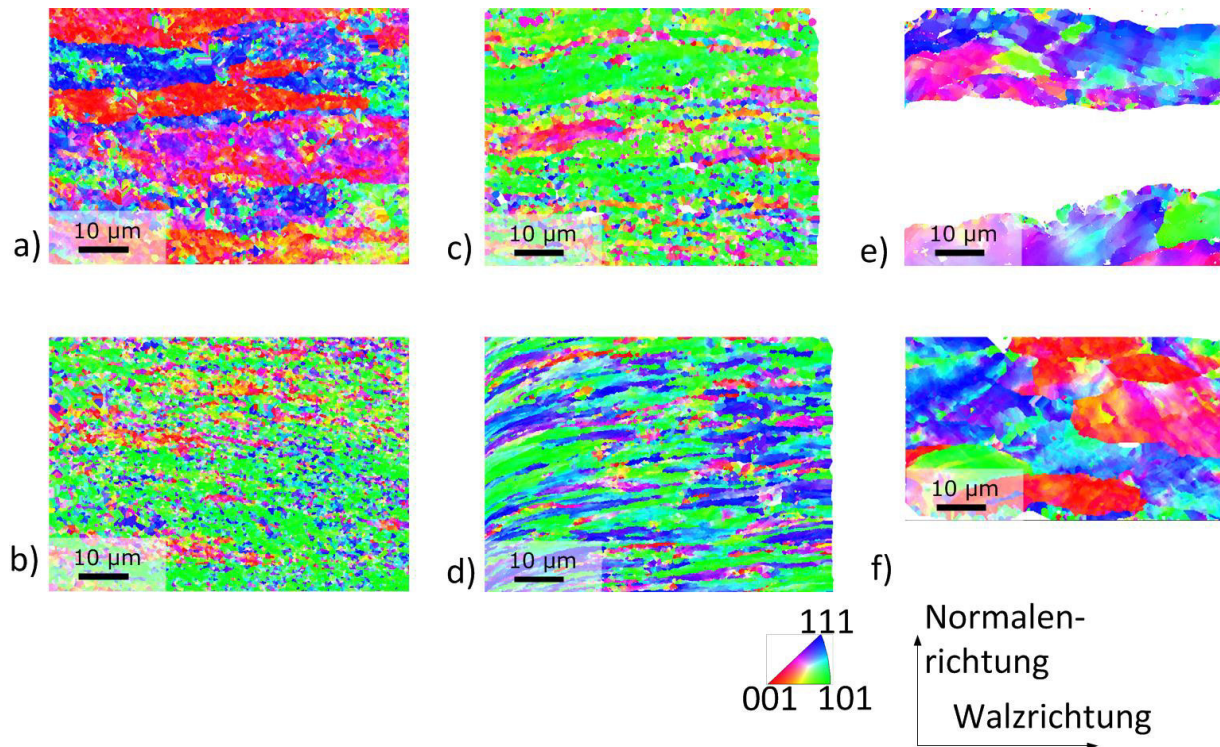


Abb. 72: EBSD-Karten der Aluminiumlegierung 5049 nach DSR. Das Metall ist rein (a, b), im 5-Lagen-Verbund (c, d) und im 160-Lagen-Verbund (e, f) mit Titan gewalzt worden. Die Karten der oberen Reihe (a, c, e) sind mit einem DSR-Stich mit hoher Geschwindigkeitsdifferenz und die untere Reihe (b, d, f) mit 4 Stichen mit geringer Geschwindigkeitsdifferenz gewalzt worden. Der Farbcode beschreibt die Kristallorientierung in Walzrichtung.

In den EBSD-Karten des Aluminiums zeigen rot eingefärbte Körner die Wüfeltextur genannte Texturkomponente an, während grün die gedrehte Wüfellage markiert. Die ohne Titan mittels DSR verarbeitete Aluminiumlegierung besteht nach einem DSR-Stich aus großen, gestreckten Körnern, die zellartige Substrukturen enthalten. Die Wiederholung des DSR führt zu einer Gefügefeynung und zu einer Änderung der Textur mit vorherrschend gedrehter Wüfellage. Im 5-Lagen-Verbund ist dies schon nach einem DSR-Stich der Fall. Mehrfaches DSR führt bei 5-Lagen-Blechen zu in Walzrichtung gestreckten Körnern. Für 160-Lagen-Verbunde sind die Körner im Vergleich zu den anderen Blechen größer und globular. Nach mehreren DSR-Stichen ist eine deutlichere Zellstruktur innerhalb der Körner zu erkennen als nach einem DSR-Stich (siehe Abb. 72). Wegen der wenigen in den Karten enthaltenen Körner ist eine Aussage über die Orientierungsverteilung nicht sinnvoll.

Im Resümee ist DSR besonders für reines Titan bezüglich Kornfeinung, Texturentwicklung und Verfestigung zielführend. Bei Titan-Aluminium-Verbunden ist die Scherverformung im Falle weniger enthaltener Lagen sehr inhomogen. Die stufenförmige Verformung wird bei 160-Lagen-Verbunden durch eine graduell zunehmende Scherung ersetzt. Die lokale Textur lässt keine die Duktilität fördernde Einregelung der Basisebene in Walzrichtung erkennen. Dennoch steigen Festigkeit und Duktilität der Verbundbleche durch die Anwendung von DSR, wenn mehrere DSR-Stiche durchgeführt werden. Der 5-Lagen-Verbund hat nach mehrfachem DSR die höchste spezifische Festigkeit aller in dieser Arbeit besprochenen Verbundbleche. Da DSR gegenüber konventionellem Nachwalzen auch eine höhere Duktilität bewirkt, ist es ein für die mechanischen Eigenschaften von Ti/Al-Verbunden günstiger Prozess.

7. Abschließende Diskussion und Ausblick

Es gibt zwei verschiedene Lösungsansätze, um beim akkumulativen Walzplattieren von Titan mit Aluminium einen Verbund mit feinlaminarer Struktur zu erhalten. Einerseits die Anwendung einer geringeren Dickenreduktion je Walzdurchgang und andererseits die Erhöhung der Verfestigungsrate beim Walzen (siehe Abb. 73).

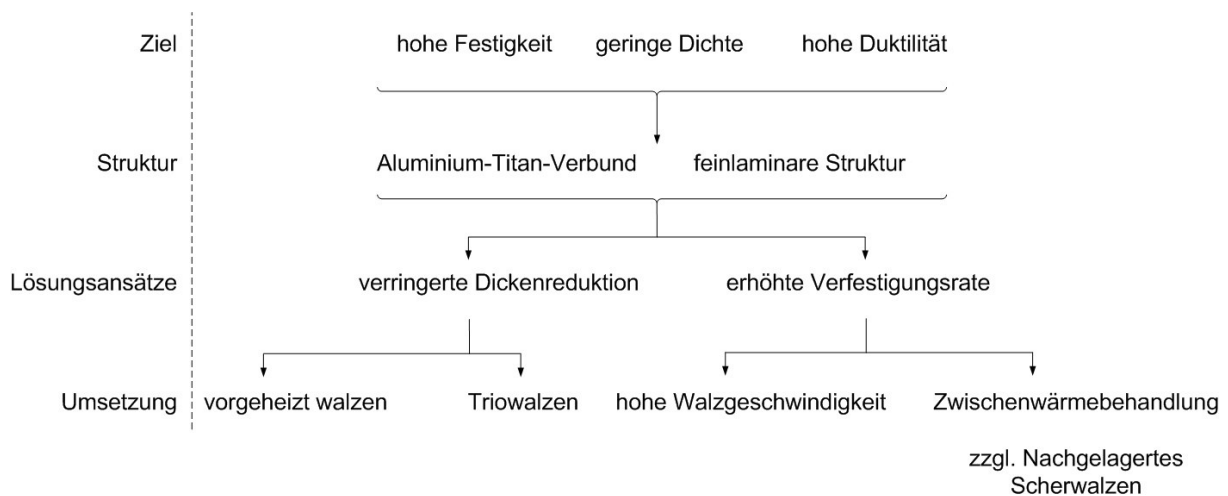


Abb. 73: Übersicht über die Lösungsansätze und deren Umsetzung, die aus den in der Einleitung diskutierten allgemeinen Zielen des Leichtbaus und den konkreten Zielen dieser Arbeit abgeleitet wurden.

Die hohe Dickenreduktion von 50% ist bei ARB notwendig, um die Bleche bei jedem Zyklus zu plattieren, jedoch verstärkt sie das Einschnüren der Titanlagen. Um das Einschnüren zu verhindern, werden in dieser Dissertation zwei Möglichkeiten erläutert, das Plattieren mit geringerer Reduktion durchzuführen. Es ist erstens möglich, durch Walzen bei höheren Temperaturen die für das Verbinden der Bleche notwendige Reduktion auf 40% zu verringern. Damit bleiben die Schichten im Vergleich zu 50% Reduktion und sonst gleichen Bedingungen deutlich stabiler. Das Aluminium wird beim Walzen mit auf 300°C vorgewärmten Walzen deutlich weicher als das Titan, was zu einer insgesamt gegenüber Raumtemperaturwalzen instabileren Verformung führt. Da trotz des Walzens bei erhöhten Temperaturen eine Zwischenwärmebehandlung

durchgeführt werden muss, ist es zudem bezüglich der Prozessierung unvorteilhaft.

Die zweite Möglichkeit, mit geringerer Reduktion zu plattieren, ist das Walzen im Trioprinzip. Obwohl die Ober- und die Unterwalze dieselbe Oberflächengeschwindigkeit haben, ergibt sich aus den unterschiedlichen Durchmessern eine zusätzliche Scherung des Walzgutes. Dadurch kann beim Triowalzen mit einer Reduktion von nur 45% bei Raumtemperatur plattiert werden. Damit wird die Zahl der vollständig abgeschnürten Einschnürungen von $3,3 \text{ mm}^{-2}$ auf $0,1 \text{ mm}^{-2}$ verringert. Dem ist entgegenzuhalten, dass bei gleicher Dickenreduktion im Vergleich von Quarto- und Triowalzen letzteres mehr Einschnürungen verursacht. Technologisch nachteilig ist zudem, dass das Walzen im Trioprinzip hohe Drehmomente benötigt. Die für diese Arbeit verwendeten Maschinen stellen entweder hohe Drehmomente oder hohe Geschwindigkeiten bereit. Die Geschwindigkeit ist jedoch ein wichtiger Parameter.

Auch für das Erhöhen der Umformverfestigung beim Walzvorgang gibt es zwei Möglichkeiten der Umsetzung. Durch Glühen wird die Festigkeit vor dem Walzen gesenkt. Die zweite Möglichkeit ist Walzen mit höherer Geschwindigkeit. Entstehende Einschnürungen verformen nicht nur mehr, sondern auch schneller als das nicht eingeschnürte Material. Folglich führt auch eine erhöhte Dehnratenabhängigkeit der Festigkeit zum Unterdrücken von Einschnürungen. Die Dehnratenabhängigkeit $d\sigma/d\dot{\epsilon}$ von Titan ist nicht konstant, sondern eine Funktion der Dehnrate $\dot{\epsilon}$ [45]. Bei hoher Walzgeschwindigkeit ist die Dehnratenabhängigkeit höher als bei geringer Walzgeschwindigkeit. Daher verzögert Walzen bei hoher Geschwindigkeit die Bildung von Einschnürungen.

Beim ersten ARB-Zyklus steigt die Festigkeit deutlich. Durch die Umformung werden Versetzungen generiert und bewegt, Zell- und Korngrenzen und im Titan zusätzlich Zwillingsgrenzen erzeugt. Insbesondere das beim ersten Walzen stark verfestigende Titan verfestigt

beim zweiten Walzstich kaum noch. Durch die Glühungen zwischen den einzelnen Walzstichen werden Versetzungen annihiliert und die Körner werden vergrößert, wodurch die Festigkeit abnimmt und folglich beim nachfolgenden Walzen wieder deutlicher zunehmen kann. Die Folge ist eine Unterdrückung des Einschnürens der Titanschichten. Dies basiert auf dem Mechanismus, dass Einschnürungen durch ihren leicht erhöhten Umformgrad und die daraus resultierende Kaltverfestigung eine höhere Fließspannung als der nicht eingeschnürte Rest der Titanlage haben und die Verformungslokalisation nicht fortgesetzt wird. Es entstehen zwar Einschnürungen, sie entwickeln sich jedoch wesentlich langsamer, so dass auch nach acht ARB-Zyklen eine laminare Verbundstruktur vorliegt.

Die Zwischenwärmebehandlungen bewirken jedoch auch, dass die Zugfestigkeit von Titan-Aluminium-Verbunden zwischen dem zweiten und achten ARB-Zyklus nicht zunimmt und laufen somit dem Ziel eines Werkstoffes mit hoher spezifischer Festigkeit zuwider. Daher werden dem ARB nachgelagerte Umformprozesse untersucht. Konventionelles Walzen von Ti/Al-Verbundblechen mit geringer Reduktion und Verzicht auf Zwischenglühungen verringert die Korngröße nur geringfügig. Die Einschnürungen entwickeln sich jedoch weiterhin und es tritt Kaltverfestigung auf. Die Wirkung ist eine auf 500 MPa erhöhte Zugfestigkeit und eine auf 2,8% verringerte Bruchdehnung. Differential speed rolling von Ti/Al-Verbundblechen nach dem sechsten ARB-Zyklus ermöglicht dagegen sowohl eine Zunahme der Zugfestigkeit als auch der Duktilität, wobei die laminare Struktur beibehalten wird. Eine Erhöhung der Geschwindigkeitsdifferenz bewirkt keine Festigkeitserhöhung, aber eine deutliche Erhöhung der Bruchdehnung auf 10%. Die Anwendung von mehreren DSR-Stichen lässt die Zugfestigkeit auf 470 MPa und die Bruchdehnung auf 7% ansteigen. Das Verfahren des DSR bringt auch bei geringer Reduktion der Blechdicke eine hohe plastische Umformung in das Blech ein, da das Blech in der Blechebene geschert wird. Bei viellagigen

Verbundblechen führt die von der Walze vorgegebene Scherung zu einer Scherverformung der einzelnen Lagen, wobei ein Gradient der Scherung von den stark gescherten Schichten nahe der schnellen Arbeitswalze zu den kaum gescherten Schichten nahe der langsamen Arbeitswalze existiert. Diese Scherung führt zu Kaltverfestigung sowie Kornfeinung und Zwillingsbildung. Zudem ist davon auszugehen, dass die Bindelagenfestigkeit trotz der geringen Dickenreduktion durch wiederholtes DSR zunimmt, da das Gleiten von nicht oder lose gebundenen Lagen gegeneinander zu deren nachträglichem Verbinden führt.

Um ein Titan/Aluminium-Blech mit laminarer Struktur, hoher spezifischer Festigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität zu erhalten, ist folglich ARB mit hoher Geschwindigkeit und ohne Haspelzug und Vorwärmen von Walzgut und Walzen durchzuführen. Die Anwendung von Walzen unterschiedlichen Durchmessers ermöglicht durch die geringere notwendige Dickenreduktion eine weitere Verringerung der Zahl der Einschnürungen. Da diese Verfahrensvariante im Rahmen dieser Arbeit nicht mit der Anwendung einer hohen Walzgeschwindigkeit zu vereinbaren war, muss zwischen den Varianten langsames Triowalzen und schnelles Quartowalzen entschieden werden. Aufgrund der einfacheren Anwendbarkeit und der Tatsache, dass schnelles Walzen in noch weniger Einschnürungen resultiert als langsames Triowalzen bei geringer Reduktion, wird dem schnellen Walzen der Vorzug gegeben. Bei ARB ist bei jedem Zyklus eine Zwischenwärmebehandlung bei 450°C mit 90 Minuten Haltezeit und unter Vakuumbedingungen durchzuführen. Nach dem ARB sind vier DSR-Stiche anzuschließen. Dabei ist ein Verhältnis der Geschwindigkeiten von Ober- und Unterwalze von 1,1 mit einer Stichabnahme von 20% zu verwenden.

Ein weiterer Parameter, der der näheren Untersuchung bedarf, ist der Einfluss der Ausgangsschichtdicken. Mehrere Veröffentlichungen beschreiben die Verwendung von wesentlich dünneren Ausgangs-

titanschichten, die alle nach wenigen Zyklen vollständig abgeschnürt sind, was für einen Vorteil der in dieser Arbeit verwendeten dickeren Titanbleche spricht. In dieser Arbeit wurde aber auch die Beobachtung gemacht, dass eine dickere Aluminiumschicht zwischen den Titanschichten die Störungen der Verformung puffern und somit die Zahl der Einschnürungen vermindern kann.

Um die von Pippan et al. [34] beschriebene Minderung der Sättigungskorngröße zur Anwendung zu bringen, sollte der ARB-Prozess oder das Nachwalzen zudem über die acht durchgeführten Zyklen hinaus fortgesetzt werden. Um die während dieser Zyklen wiederholt die Blechgröße mindernde Beschneidung der Seitenkanten auszugleichen, ist mit höheren Ausgangsblechgrößen zu beginnen.

Um die Herstellung aus ökonomischer Sicht für Anwendungen interessant zu machen, ist anzustreben, weniger reines Titan einzusetzen, da der Preis für Titan wesentlich von der geforderten Reinheit abhängt. Die Reinheit des Titans hat einen wesentlichen Einfluss auf die Duktilität sowie die Erholungs- und die Rekristallisationstemperatur. Die Temperatur für die Zwischenwärmebehandlung ist jedoch durch die Schmelztemperatur von Aluminium begrenzt. Es stellt sich somit die Frage, bei welchen Reinheitsgraden das Verfahren noch zum Ziel führt.

Um die Einsatz- und Verarbeitungsmöglichkeiten der Verbundbleche einschätzen zu können, ist eine Verformungsgrenz-Kurve (forming limit curve) zu erstellen. Diese zeigt die Dehnbarkeit bei unterschiedlichen Dehnungszuständen. Um das Potential des entwickelten Werkstoffes darüber hinaus auszuschöpfen, ist von Interesse, ob sich durch die laminare Struktur hinsichtlich der im Optimalfall endformnahen Reaktionsglühung zum Titan-Aluminid Vorteile gegenüber dem von Chaudhari et al. [91, 109, 110] eingeführten Verfahren des Glühens und Warmwalzens von Verbunden aus Aluminium und eingeschnürtem Titan ergeben.

Tabelle 11: Vergleich der spezifischen Festigkeiten von ARB, Nachwalzen und DSR von Ti/Al-Verbunden

Prozess	Resultierende spezifische Festigkeit
ARB ohne Zwischenglühungen	124 MPa·cm ³ ·g ⁻¹
ARB mit Zwischenglühungen	114 MPa·cm ³ ·g ⁻¹
ARB und Nachwalzen	124 MPa·cm ³ ·g ⁻¹
DSR von 5-Lagen-Verbund	138 MPa·cm ³ ·g ⁻¹
DSR von 160-Lagen-Verbund	116 MPa·cm ³ ·g ⁻¹

Wie aus Tabelle 11 hervorgeht, wird die höchste spezifische Festigkeit erreicht, wenn DSR mit einem 5-Lagen Verbund durchgeführt wird. Die spezifische Festigkeit erreicht dabei jene von hochfesten Stählen. Die für dieselbe Aluminium-Titan-Materialkombination, jedoch durch Akkumulatives Bündeln und Rundhämmern hergestellten Drähte wurde mit 220 MPa·cm³·g⁻¹ [147] eine deutlich höhere spezifische Zugfestigkeit erreicht, jedoch unterliegen Drähte sowohl in der Herstellung als auch in der Anwendung anderen mechanischen Anforderungen.

8. Zusammenfassung

Ein Verbundwerkstoff aus Titan und Aluminium kann mittels akkumulativem Walzplattieren hergestellt werden. Dabei wird die Dehngrenze angehoben, wenn die Titanlagen nicht abschnüren, sondern laminar bleiben. Die Herstellung eines laminaren Ti/Al-Verbundwerkstoffes ist neu gegenüber den bisherigen Studien. Diese Dissertation beschreibt die Hindernisse und Lösungen, die aus metallphysikalischer Überlegung entstanden und praktisch umgesetzt worden sind. Bei der starken Umformung je ARB-Zyklus neigt das Titan bereits beim zweiten Walzen zur Bildung von Einschnürungen. Das kann durch eine Verringerung der Dickenreduktion je Zyklus sowie durch eine Erhöhung der Verfestigungsrate unterdrückt oder verzögert werden, was sich durch folgende Maßnahmen erreichen lässt:

1. Walzen mit unterschiedlich großen Ober- und Unterwalzen
2. Erhöhung der Umformrate auf 23 s^{-1}
3. Zwischenwärmebehandlungen bei 450°C

Walzen mit unterschiedlich großen Ober- und Unterwalzen führt im Vergleich zum symmetrischen Walzen bei gleicher Dickenreduktion zu verstärktem Einschnüren der Titanlagen. Da der Prozess jedoch eine Verringerung der Dickenreduktion erlaubt, ermöglicht er die Zahl der Einschnürungen bei gegenüber dem Quartowalzen gleicher Geschwindigkeit zu verringern. Ein Vorwärmen der Bleche und Walzen auf 300°C ermöglicht ebenfalls eine Verringerung der Dickenreduktion. Da das Aluminium deutlich mehr erweicht als das Titan, wird die Verformung dennoch instabiler und das Einschnüren des Titans nimmt deutlich zu.

Bei der Verformung im Walzspalt steht das Titan unter Zugspannung, die vom bereits bei geringerer Spannung umformenden Aluminium übertragen

wird. In Folge dessen sollte auf zusätzlichen Zug, also z.B. auf Haspelzug verzichtet werden.

Die Erhöhung der Walzgeschwindigkeit und die Zwischenwärmebehandlung sind somit die wesentlichen Voraussetzungen für die Herstellung von laminaren Titan/Aluminium-Verbundblechen. Da die Zwischenwärmebehandlungen die beim Walzen erreichte Festigkeit nach jedem Walzen wieder senken, wird mit zunehmender ARB-Zyklenzahl keine weitere Festigkeitssteigerung erreicht. Nachträgliches konventionelles Walzen steigert zwar die Festigkeit, vermindert jedoch die Duktilität. Die Anwendung von mehreren Durchgängen von Differential speed rolling führt dagegen zu einer Verfestigung auf fast den gleichen Wert wie konventionelles Walzen bei erhöhter Duktilität. Durch eine weitere Erhöhung der Geschwindigkeitsdifferenz kann die Duktilität noch weiter erhöht werden, die Zugfestigkeit weist dabei nur eine geringe Steigerung auf.

Die Festigkeit steigt bei Verbunden mit nur fünf Lagen Titan bzw. Aluminium durch DSR deutlicher an als bei Verbunden mit 160 Lagen, obwohl bei ersteren die Scherung in erster Linie durch ein Abgleiten der verschiedenen Lagen verursacht wird. Die Lagen selbst werden also weniger geschert. Die Verfestigung ist hier somit zu einem großen Teil auf die Erhöhung der Bindelagenfestigkeit zurückzuführen, die durch zusätzliche Verhakungen und Verschweißungen der abgleitenden Schichten entsteht. Die spezifische Festigkeit erreicht hierbei einen Wert von $138 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$. Damit wird eine spezifische Festigkeit auf dem Niveau hochfester Stähle erreicht.

9. Literatur

- [1] M. Merklein und M. Geiger. New materials and production technologies for innovative lightweight constructions. *Journal of Materials Processing Technology*, 125-126:532–536, 2002.
- [2] M. Fergusson. *How clean are Europes cars? An analysis of carmaker progress towards EU CO2 targets in 2012*. European Federation for Transport and Environment, 2013.
- [3] K. Fukuo, A. Fujimura, M. Saito, K. Tsunoda und S. Takiguchi. Development of the ultra-low-fuel-consumption hybrid car. *JSAE Review*, 1:95–103, 2001.
- [4] N. A. Belov. Sparingly alloyed high-strength aluminum alloys: Principles of optimization of phase composition. *Metal Science and Heat Treatment*, 53:420–427, 2012.
- [5] S. H. Lee, Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya und T. Sakai. Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia*, 46(4):281 – 285, 2002.
- [6] M. Shi, Y. Takayama, C. Ma, H. Watanabe und H. Inoue. Microstructure and texture evolution in titanium subjected to friction roll surface processing and subsequent annealing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22(11):2616 – 2627, 2012.
- [7] M. Merkel and K-H. Thomas. *Taschenbuch der Werkstoffe*. Fachbuchverlag Leipzig, 2003.
- [8] T. Marr, J. Freudenberger, A. Kauffmann, J. Romberg, I. Okulov, R. Petters, J. Scharnweber, A. Eschke, C.-G. Oertel, U. Kühn, J. Eckert, W. Skrotzki und L. Schultz. Processing of intermetallic titanium aluminide wires. *Metals*, 3:188–201, 2013.
- [9] N. Chawla und K. K. Chawla. *Metal Matrix Composites*. Springer, 2006.
- [10] K. K. Chawla und M. Metzger. Initial dislocation distributions in tungsten fiber copper composites. *Journal of Materials Science*, 17:34–39, 1972.
- [11] R.J. Arsenault und R.M. Fisher. Microstructure of fiber and particulate metal matrix composites. *Journal of Metals*, 35:A59, 1982.
- [12] A. Dlouhy, N. Merk und G. Eggeler. A microstructural study of creep in short-fiber-reinforced aluminum-alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41:3245–3256, 1993.
- [13] X. Sauvage, F. Wetscher und P. Pareige. Mechanical alloying of Cu and Fe induced by severe plastic deformation of a Cu-Fe composite. *Acta Materialia*, 53:2127–2135, 2005.

-
- [14] T. Marr, J. Freudenberger, V. Maier, H.W. Höppel, M. Göken und L. Schultz. The Strengthening Effect of Phase Boundaries in a Severely Plastically Deformed Ti-Al Composite Wire. *Metals*, 4:37–54, 2014.
- [15] R. Pippan, S. Scheriau, A. Taylor, M. Hafok, A. Hohenwarter und A. Bachmaier. Saturation of Fragmentation During Severe Plastic Deformation. *Annual Review of Materials Research*, 40:319–343, 2010.
- [16] M. F. Ashby. *Materials Selection in Mechanical Design*. Elsevier Science, 2010.
- [17] G. Gottstein. *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Springer, 2001.
- [18] E. Hornbogen und H. P. Warlimont. *Metalle: Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. Springer, 2006.
- [19] W. C. Emmens. *Formability: A Review of Parameters and Processes that Control, Limit or Enhance the Formability of Sheet Metal*. Springer, 2011. ISBN 9783642219047.
- [20] Armand Considère. *Annales des Ponts et Chaussées*, chapter 9, pages 574–775. 1885.
- [21] H. Kaufmann, C. M. Sonsino, G. Demofonti und S. Riscifuli. High-strength steels in welded state for light-weight constructions under high and variable stress peaks. *Steel Research International*, 79(5):382–389, 2008.
- [22] C. M. Sonsino. Light-weight design chances using high-strength steels. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 38(1):9–22, 2007.
- [23] O. Kwon, K. Y. Lee, G. S. Kim und K. G. Chin. New Trends in Advanced High Strength Steel Developments for Automotive Application. *Materials Science Forum*, 638 - 462:136–141, 2010.
- [24] M. Lesemann, M. Bröckerhoff und P. Urban. Leichtbaukonzepte für die Zukunft. *Lightweight Design*, 3:32–36, 2008.
- [25] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev und I. V. Alexandrov. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 45:103–189, 2000.
- [26] R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, Y.T. Zhu und T.C. Lowe. Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation. *Journal of Materials Research*, 17:5–8, 2002.
- [27] P. Moriarty. Nanostructured materials. *Reports on Progress in Physics*, 64:297–381, 2001.
- [28] E. Hall. The deformation and ageing of mild steel: Iii, discussion and results. *Proceedings of the Physical Society, Section B*, 64:747–753, 1951.
- [29] N. Petch. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 174:25–28, 1953.
- [30] H. Gleiter. Nanocrystalline materials. *Progress in Materials Science*, 33(4):223–315, 1989.

- [31] H. Gleiter, N. Hansen, A. Horsewell und T. Leffers. *Deformation of polycrystals: Mechanisms and microstructures*. 1981.
- [32] R. K. Guduru, K. L. Murty, K. M. Youssef, R. O. Scattergood und C. C. Koch. Mechanical behavior of nanocrystalline copper. *Materials Science and Engineering: A*, 463(1-2):14–21, 2007.
- [33] B. Beausir, J. Scharnweber, J. Jaschinski, H.-G. Brokmeier, C.-G. Oertel und W. Skrotzki. Plastic anisotropy of ultrafine grained aluminium alloys produced by accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 527(13-14):3271 – 3278, 2010.
- [34] R. Pippan, F. Wetscher, M. Hafok, A. Vorhauer und I. Sabirov. The limits of refinement by severe plastic deformation. *Advanced Engineering Materials*, 8:1046–1056, 2006.
- [35] L. F. Zeipper, M. J. Zehetbauer und C. Holzleithner. Defect based micromechanical modelling and simulation of nanoSPD CP-Ti in post-deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 410-411:217 – 221, 2005.
- [36] M. Zehetbauer, R. Grossinger, H. Krenn, M. Krystian, R. Pippan, P. Rogl, T. Waitz und R. Wurschum. Bulk nanostructured functional materials by severe plastic deformation. *Advanced Engineering Materials*, 12:692–700, 2010.
- [37] C. Suryanarayana und C.C. Koch. Nanocrystalline materials - current research and future directions. *Hyperfine Interactions*, 130:5–44, 2000.
- [38] U. Erb, A. M. El-Sherik, G. Palumbo und K. T. Aust. Synthesis, structure and properties of electroplated nanocrystalline materials. *Nanostructured Materials*, 2:383–390, 1993.
- [39] M. A. Meyers, A. Mishra und D. J. Benson. Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progress in Materials Science*, 51:427–556, 2006.
- [40] C. C. Koch und Y. S. Cho. Nanocrystals by high energy ball milling. *Nanostructured Materials*, 1:207–212, 1992.
- [41] A. P. Zhilyaeva und T. G. Langdon. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*, 6:893–979, 2008.
- [42] R. Z. Valiev, N. A. Enikeev, M. Y. Murashkin und F. Z. Utyashev. Using intensive plastic deformations for manufacturing bulk nanostructure metallic materials. *Mechanics of Solids*, 47:463–474, 2012.
- [43] T. Sakai, A. Belyakov, R. Keibyshev, H. Miuma und J. J. Jonas. Dynamic and post-dynamic recrystallisation under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*, 60:130–207, 2014.
- [44] D. A. Hughes und N. Hansen. High angle boundaries formed by grain subdivision mechanism. *Acta Materialia*, 45:3871–3886, 1997.

-
- [45] D. R. Chichili, K. T. Ramesh und K. J. Hemker. The high-strain-rate response of alpha-titanium: Experiments, deformation mechanisms and modeling. *Acta Materialia*, 46:1025–1043, 1998.
- [46] H. W. Höppel, J. May, P. Eisenlohr und M. Göken. Strain-rate sensitivity of ultrafine-grained materials. *Zeitschrift f. Metallkunde*, 96:566–571, 2005.
- [47] A. Boehner, V. Maier, K. Durst, H. W. Höppel und M. Göken. Macro- and Nanomechanical Properties and Strain Rate Sensitivity of Accumulative Roll Bonded and Equal Channel Angular Pressed Ultrafine-Grained Materials. *Advanced Engineering Materials*, 13:251–255, 2011.
- [48] S. P. Joshi and K. T. Ramesh. Grain size dependent shear instabilities in body-centered and face-centered cubic materials. *Materials Science and Engineering: A*, 493:65–70, 2008.
- [49] H. W. Höppel, J. May und M. Göken. Enhanced strength and ductility in ultrafine-grained aluminium produced by accumulative roll bonding. *Advanced Engineering Materials*, 6:781–784, 2004.
- [50] J. Schiotz, F. D. Di Tolla und K. W. Jacobsen. Softening of nanocrystalline metals at very small grain sizes. *Nature*, 391(6667):561–563, 1998.
- [51] M. Kawasaki, N. Balasubramanian und T. G. Langdon. Flow mechanisms in ultrafine-grained metals with an emphasis on superplasticity. *Materials Science and Engineering: A*, 528:6624–6629, 2011.
- [52] W. Skrotzki, A. Eschke, B. Joni, T. Ungar, L.S. Toth, Y. Ivanisenko und L. Kurmanaeva. New experimental insight into the mechanisms of nanoplasticity. *Acta Materialia*, 61:7271–7284, 2013.
- [53] Y. T. Zhu, T. C. Lowe und T. G. Langdon. Performance and applications of nanostructured materials produced by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*, 51:825–830, 2004.
- [54] R. Z. Valiev, Y. V. Ivanisenko und E. F. Rauch. Structure and deformation behaviour of armco iron subjected to severe plastic deformation. *Acta Materialia*, 44(12):4705–4712, 1996.
- [55] G. Sakai, Z. Horita und T. G. Langdon. Grain refinement and superplasticity in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 393(1-2):344–351, 2005.
- [56] P. W. Bridgman. On torsion combined with compression. *Journal of Applied Physics*, 14:273–283, 1943.
- [57] A. P. Zhilyaev, G. V. Nurislamova, B. K. Kim, M. D. Baro, J. A. Szpunar und T. G. Langdon. Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion. *Acta Materialia*, 51:753–765, 2003.

- [58] M. Furukawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto und T. G. Langdon. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 257:328–332, 1998.
- [59] Z. Horita, T. Fujinami, M. Nemoto und T.G. Langdon. Equal-channel angular pressing of commercial aluminum alloys: Grain refinement, thermal stability and tensile properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31:691–701, 2000.
- [60] V.M. Segal. Material processing by simple shear. *Materials Science and Engineering: A*, 197:157–164, 1995.
- [61] P. Q. La, J. Q. Maa, Y. T. Zhu, J. Yang, W. M. Liu, Q. J. Xue und R. Z. Valiev. Dry-sliding tribological properties of ultrafine-grained Ti prepared by severe plastic deformation. *Acta Materialia*, 53:5167–5173, 2005.
- [62] H. Chang, M. Y. Zheng, C. Xu, G. D. Fan, H. G. Brokmeier und K. Wu. Microstructure and mechanical properties of the Mg/Al multilayer fabricated by accumulative roll bonding (ARB) at ambient temperature. *Materials Science and Engineering: A*, 543(0):249–256, 2012.
- [63] H. Sheikh. Role of shear banding on the microtexture of an AlMg alloy processed by hot/high strain rate accumulative roll bonding. *Scripta Materialia*, 64(6):556 – 559, 2011.
- [64] Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji und T. Sakai. Novel ultra-high straining process for bulk material-development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Acta Materialia*, 47(2):579 – 583, 1999.
- [65] Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai und R. G. Hong. Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia*, 39:1221–1227, 1998.
- [66] D. Terada, S. Inoue und N. Tsuji. Microstructure and mechanical properties of commercial purity titanium severely deformed by arb process. *Journal of Materials Science*, 42:1673–1681, 2007.
- [67] M. Alizadeh und M.H. Paydar. High-strength nanostructured Al/B4C composite processed by cross-roll accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 538:14 – 19, 2012.
- [68] R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, J. Dutkiewicz und J. A. Szpunar. Investigation of nanostructured Al/Al₂O₃ composite produced by accumulative roll bonding process. *Materials Design*, 35:37 – 42, 2012.
- [69] N. Tsuji, Y. Saito und H. Utsunomiya. Ultra-fine grained bulk steel produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia*, 40:795–800, 1999.
- [70] T. Marr, J. Freudenberger, A. Kauffmann, J. Scharnweber, C.-G. Oertel, W. Skrotzki, U. Siegel, U. Kühn, J. Eckert, U. Martin und L. Schultz. Damascus Light-Weight Metals. *Advanced Engineering Materials*, 12(12):1191–1197, DEC 2010.

- [71] M. J. Zehetbauer und Y. T. Zhu. *Bulk Nanostructured Materials*. Wiley, 2009.
- [72] A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D.Y. Yang, F. Micari, G.D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski und A. Yanagida. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 52:716–735, 2008.
- [73] Mohammad Raei, Mohammad Reza Toroghinejad, Roohollah Jamaati und Jerzy A. Szpunar. Effect of ARB process on textural evolution of AA1100 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 527(26):7068 – 7073, 2010.
- [74] K. X. Wei, W. Wei, Q. B. Du und J. Hu. Microstructure and tensile properties of Al/Mn alloy processed by accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 525(1-2):55 – 59, 2009.
- [75] T. Hausöl, H. W. Höppel und M. Göken. Ultrafine-grained AA6014/AA5754 laminates produced by accumulative roll bonding (ARB). *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 43(4):334–339, 2012.
- [76] P. Chekhonin, B. Beausir, J. Scharnweber, T. Marr, C. G. Oertel, T. Hausöl, H. W. Höppel, H.-G. Brokmeier und W. Skrotzki. Confined recrystallization of high-purity aluminium during accumulative roll bonding of aluminium laminates. *Acta Materialia*, 11(0):4661–4671, 2012.
- [77] S. Roy, B.R. Nataraj, S. Suwas, S. Kumar und K. Chattopadhyay. Accumulative roll bonding of aluminum alloys 2219/5086 laminates: Microstructural evolution and tensile properties. *Materials & Design*, 36:529 – 539, 2012.
- [78] J. A. Cave und J. D. Williams. The Mechanism of Cold Pressure Welding by Rolling. *Journal of the Institute for Metals*, 101:203–207, 1973.
- [79] N. Bay. Mechanisms producing metallic bonds in cold welding. *Welding Journal*, 62:S137–S142, 1983.
- [80] N. Bay, C. Clemensen und O. Juelsorp. Bond Strength in Cold Roll Bonding. *Annals of the CIRP*, 34:221–224, 1985.
- [81] N. V. Govindaraj, S. Lauvdal und B. Holmedal. Tensile bond strength of cold roll bonded aluminium sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 213:955–960, 2013.
- [82] I. Topic. *Ultrafine-grained Metal Sheets produced using the Accumulative Roll Bonding Process for Light-Weight Structures*. Doktorarbeit, Universität Erlangen-Nürnberg, 2008.
- [83] B. Beausir, J. Scharnweber, J. Jaschinski, H.-G. Brokmeier, C.-G. Oertel und W. Skrotzki. Plastic anisotropy of ultrafine grained aluminium alloys produced by accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 527(13-14):3271 – 3278, 2010.

- [84] X. G. Qiao und M. J. Starink. Prediction of hardness of al alloys processed by accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 531:45 – 50, 2012.
- [85] N. V. Govindaraj. *Light-weight materials produced by accumulative roll bonding*. Doktorarbeit, Norwegian University of Science and Technology, 2013.
- [86] M. Eizadjou, A. Kazemi Talachi, H. Danesh Manesh, H.S. Shahabi und K. Janghorban. Investigation of structure and mechanical properties of multi-layered al/cu composite produced by accumulative roll bonding (ARB) process. *Composites Science and Technology*, 68(9):2003 – 2009, 2008.
- [87] A. Mozaferri, M. Hosseini und H. D. Manesh. Al/Ni metal intermetallic composite produced by accumulative roll bonding and reaction annealing. *Journal of Alloys and Compounds*, 509:9938–9945, 2011.
- [88] M. Talebian und M. Alizadeh. Manufacturing Al/steel multilayered composite by accumulative roll bonding and the effects of subsequent annealing on the microstructural and mechanical characteristics. *Materials Science & Engineering, A*, 590:186–193, 2014.
- [89] Z. Gu, Y. Han, F. Pan, X. Wang und S. Weng, D. Zhou. Processing 20 Ply Clad Plate by Accumulative Clad Rolling from Stainless Steel/Aluminum/Aluminum Alloy ... /Stainless Steel Sheets. *Materials Science Forum*, 610 - 613:454–458, 2009.
- [90] T. Hausöl, V. Maier, C. W. Schmidt, M. Winkler, H. W. Höppel und M. Göken. Tailoring materials properties by accumulative roll bonding. *Advanced Engineering Materials*, 12:740–746, 2010.
- [91] G. P. Chaudhari und V. L. Acoff. Titanium aluminide sheets made using roll bonding and reaction annealing. *Intermetallics*, 18:472–478, 2010.
- [92] H. P. Ng, T. Przybilla, C. Schmidt, R. Lapovok, D. Orlov, H.-W. Höppel und M. Göken. Asymmetric accumulative roll bonding of aluminium-titanium composite sheets. *Materials Science and Engineering: A*, 576(0):306 – 315, 2013.
- [93] S. Y. Gu, H. M. Fang, Z. C. Zhou und J. Du. The evolution of microstructure and mechanical properties of Ti/Al composite synthesized by accumulative roll-bonding. *Acta Physica Sinica*, 61:186104, 2012.
- [94] V. Maier, H. W. Höppel und M. Göken. Nanomechanical behaviour of Al-Ti layered composites produced by accumulative roll bonding. *Journal of Physics: Conference Series*, 240:012108, 2010.
- [95] J. Peng, Z. Liu, P. Xia, M. Lin und S. Zeng. On the interface and mechanical property of Ti/Al6%Cu0.5%Mg0.4%Ag bimetal composite produced by cold-roll bonding and subsequent annealing treatment. *Materials Letters*, 74(0):89 – 92, 2012.

- [96] D. K. Yang, P. Hodgson und C. Wen. The kinetics of two-stage formation of TiAl₃ in multilayered Ti/Al foils prepared by accumulative roll bonding. *Intermetallics*, 17(9):727 – 732, 2009.
- [97] D. K. Yang, P. Cizek, P. Hodgson und C. Wen. Ultrafine equiaxed-grain Ti/Al composite produced by accumulative roll bonding. *Scripta Materialia*, 62(5):321 – 324, 2010.
- [98] M. Reihanian, E. Bagherpour und M. H. Paydar. Particle distribution in metal matrix composites fabricated by accumulative roll bonding. *Materials Science and Technology*, 28(1):103–108, 2012.
- [99] C. W. Schmidt, C. Knieke, V. Maier, H. W. Höppel, W. Peukert und M. Göken. Accelerated grain refinement during accumulative roll bonding by nanoparticle reinforcement. *Scripta Materialia*, 64(3):245 – 248, 2011.
- [100] A. Yazdani, E. Salahinejad und M. Hosseini. A new consideration of reinforcement distribution in the different planes of nanostructured metal matrix composite sheets prepared by accumulative roll bonding. *Journal of Alloys and Compounds*, 509:9562–9564, 2011.
- [101] S. Salimi, H. Izadi und A. Gerlich. Fabrication of an aluminum-carbon nanotube metal matrix composite by accumulative roll-bonding. *Journal of Materials Science*, 46:409–415, 2011.
- [102] D. K. Yang, P. Cizek, P. D. Hodgson und C. E. Wen. Microstructure evolution and nanograin formation during shear localization in cold-rolled titanium. *Acta Materialia*, 58(13):4536 – 4548, 2010.
- [103] J. Wang, Q. Shi, T. Qian, S. Wang und X. Yang. Recrystallized microstructural evolution of UFG copper prepared by asymmetrical accumulative rolling-bonding process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20(4):559 – 563, 2010.
- [104] R. Jamaati, M.R. Toroghinejad und H. Edris. Effect of SiC nanoparticles on the mechanical properties of steel-based nanocomposite produced by accumulative roll bonding process. *Materials & Design*, 54:168–173, 2014.
- [105] A. H. Eslami, S. M. Zebarjad und M. M. Moshksar. Study on mechanical and magnetic properties of Cu/Ni multilayer composite fabricated by accumulative roll bonding process. *Materials Science and Technology*, 29:1000–1005, 2013.
- [106] M. Tayyebi und B. Eghbali. Study on the microstructure and mechanical properties of multilayer Cu/Ni composite processed by accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 559:759–764, 2013.
- [107] I. J. Beyerlein, N. A. Mara, J. S. Carpenter, T. Nizolek, W. M. Mook, T. A. Wynn, R. J. McCabe, J. R. Mayeur, K. Kang, S. J. Zheng, J. Wang und T. M. Pollock. Interface-driven microstructure development and ultra high strength of bulk nanostructured Cu-Nb multilayers fabricated by severe plastic deformation. *Journal of Materials Research*, 28:1799–1812, 2013.

- [108] P.J. Hsieh, Y.P. Hung und J.C. Huang. Transformation into nanocrystalline or amorphous materials in Zr?X binary systems using ARB route. *Scripta Materialia*, 42:173–178, 2003.
- [109] R. Zhang und V. L. Acoff. Processing sheet materials by accumulative roll bonding and reaction annealing from Ti/Al/Nb elemental foils. *Materials Science and Engineering: A*, 463:67–73, 2007.
- [110] G. P. Chaudhari. *Using multi-layered roll bonding and reaction annealing to process gamma-titanium aluminide sheet material*. Doktorarbeit, University of Alabama, 2005.
- [111] J. W. Christian and S. Mahajan. Deformation twinning. *Progress in Materials Science*, 39:1–158, 1995.
- [112] Y.B. Chun, S.H. Yu, S.L. Semiatin und S.K. Hwang. Effect of deformation twinning on microstructure and texture evolution during cold rolling of cp-titanium. *Materials Science and Engineering: A*, 398(1-2):209 – 219, 2005.
- [113] A. A. Salem, S. R. Kalidindi und R. D. Doherty. Strain hardening of titanium: role of deformation twinning. *Acta Materialia*, 51:4225–4237, 2003.
- [114] S. Nemat-Nasser, W. G. Guo und J. Y. Cheng. Mechanical response and deformation mechanisms of a commercially pure titanium. *Acta Materialia*, 47:3705–3720, 1999.
- [115] A. Ghaderi and M. R. Barnett. Sensitivity of deformation twinning to grain size in titanium and magnesium. *Acta Materialia*, 59:7824–7839, 2011.
- [116] M. A. Meyers, U. R. Andrade und A. H. Chokshi. The effect of grain size on the high-strain, high-strain-rate behavior of copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26:2881–2893, 1995.
- [117] J. L. Sun, P. W. Trimby, F. K. Yan, X. Z. Liaob, N. R. Taod und J. T. Wang. Grain size effect on deformation twinning propensity in ultrafine-grained hexagonal close-packed titanium. *Scripta Materialia*, 69:428–431, 2013.
- [118] Z. Wusatowski. *Grundlagen des Walzens*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1963.
- [119] T. Morimoto, F. Yoshida, I. Shikushi und J. Yanagimoto. Asymmetric rolling theory based on numerical analysis using orowan’s theory. *Journal of the Iron and Steel Institute Japan*, 92:601–608, 2006.
- [120] J.-H. Cho, H.-W. Kim, S.-B. Kang und T.-S. Han. Bending behavior, and evolution of texture and microstructure during differential speed warm rolling of AZ31B magnesium alloys. *Acta Materialia*, 59(14):5638 – 5651, 2011.
- [121] W. Polkowski, P. Jozwik, M. Polanski und Z. Bojar. Microstructure and texture evolution of copper processed by differential speed rolling

with various speed asymmetry coefficient. *Materials Science and Engineering: A*, 564(0):289 – 297, 2013.

[122] W. J. Kim, K. E. Lee und S.-H. Choi. Mechanical properties and microstructure of ultra fine-grained copper prepared by a high-speed-ratio differential speed rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 506:71–79, 2009.

[123] J. Suharto und Y.G. Ko. Annealing behavior of severely deformed IF steel via the differential speed rolling method. *Materials Science and Engineering: A*, 558(0):90 – 94, 2012.

[124] Y. G. Ko, J. S. Lee und Loorentz. Microstructure evolution and mechanical properties of ultrafine grained IF steel via multipass differential speed rolling. *Materials Science and Technology*, 29:553–558, 2013.

[125] W.J. Kim, J.Y. Wang, S.O. Choi, H.J. Choi und H.T. Sohn. Synthesis of ultra high strength Al-Mg-Si alloy sheets by differential speed rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 520(1-2):23 – 28, 2009.

[126] Loorentz und Y. G. Ko. Effect of differential speed rolling strain on microstructure and mechanical properties of nanostructured 5052 Al alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 586:S205–S209, 2014.

[127] W. J. Kim, S. I. Hong, J. M. Lee und S. H. Kim. Dispersion of TiC particles in an in situ aluminum matrix composite by shear plastic flow during high-ratio differential speed rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 559:325–332, 2013.

[128] H. Watanabe, T. Mukai und K. Ishikawa. Effect of temperature of differential speed rolling on room temperature mechanical properties and texture in an AZ31 magnesium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 182(1-3):644 – 647, 2007.

[129] J. B. Lee, T. J. Konno und H. G. Jeong. Grain refinement and texture evolution in AZ31 Mg alloys sheet processed by differential speed rolling. *Materials Science and Engineering: B*, 161(1-3):166 – 169, 2009.

[130] W. J. Kim, B. G. Hwang, M. J. Lee und Y. B. Park. Effect of speed-ratio on microstructure, and mechanical properties of Mg3Al1Zn alloy, in differential speed rolling. *Journal of Alloys and Compounds*, 509(34):8510 – 8517, 2011.

[131] W. J. Kim, H. W. Lee, S. J. Yoo und Y. B. Park. Texture and mechanical properties of ultrafine-grained Mg3Al1Zn alloy sheets prepared by high-ratio differential speed rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 528(3):874 – 879, 2011.

[132] X. Huang, K. Suzuki, A. Watazu, I. Shigematsu und N. Saito. Improvement of formability of MgAlZn alloy sheet at low temperatures using differential speed rolling. *Journal of Alloys and Compounds*, 470(1-2):263 – 268, 2009.

[133] L. L. Chang, J. H. Cho und S. B. Kang. Microstructure and mechanical properties of AM31 magnesium alloys processed by differential

speed rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(9):1527 – 1533, 2011.

[134] L. L. Chang, S. B. Kang und J. H. Cho. Influence of strain path on the microstructure evolution and mechanical properties in AM31 magnesium alloy sheets processed by differential speed rolling. *Materials Design*, 44:144–148, 2013.

[135] X. Huang, K. Suzuki und Y. Chino. Improvement of stretch formability of pure titanium sheet by differential speed rolling. *Scripta Materialia*, 63:473–476, 2010.

[136] W. J. Kim, S. J. Yoo und J. B. Lee. Microstructure and mechanical properties of pure Ti processed by high-ratio differential speed rolling at room temperature. *Scripta Materialia*, 62(7):451 – 454, 2010.

[137] W. J. Kim, S. J. Yoo, H. T. Jeong, D. M. Kim, B. H. Choe und J. B. Lee. Effect of the speed ratio on grain refinement and texture development in pure Ti during differential speed rolling. *Scripta Materialia*, 64(1):49 – 52, 2011.

[138] P. D. Wu, Y. Huang und D. J. Lloyd. Studying grain fragmentation in ECAE by simulating simple shear. *Scripta Materialia*, 54:2107–2112, 2006.

[139] Loorentz und Y. G. Ko. Microstructure evolution and mechanical properties of severely deformed Al alloy processed by differential speed rolling. *Journal of Alloys and Compounds*, 536, Supplement 1:S122 – S125, 2012.

[140] G.T. Beilby. *Aggregation and Flow of Solids. Being the records of an experimental study of the micro-structure and physical properties of solids in various states of aggregation*. Macmillan and Co., 1921.

[141] G.I. Finch und A.G. Quarrell. The Beilby Layer. *Nature*, 137:516–519, 1936.

[142] M. J. van Uden. *Microstructure and Characterization of Austenitic Metastable Steel*. Doktorarbeit, Eindhoven University, 2006.

[143] K. T. Ramesh. *Nanomaterials: Mechanics and Mechanisms*. Springer, 2009.

[144] Q. Ma und D. R. Clarke. Size dependent hardness of silver single crystals. *Journal of Materials Research*, 10:853–863, 4 1995.

[145] J. G. Swadener, E. P. George und G. M. Pharr. The correlation of the indentation size effect measured with indenters of various shapes. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50:681–694, 2002.

[146] K. Mori, K. Akita und Y. Abe. Springback behaviour in bending of ultra-high-strength steel sheets using CNC servo press. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(2):321 – 325, 2007.

[147] T. Marr. *Hochumgeformte Leichtmetallverbundwerkstoffe und deren festigkeitsbestimmende Faktoren*. Doktorarbeit, Technische Universität Dresden, 2014.

Danksagung

Mein persönlicher und besonderer Dank geht an:

Prof. Dr. Ludwig Schultz und Dr. Jens Freudenberger
sowie Alexander Kauffmann, Dr. Tom Marr, Enrico Knauer, Dirk Seifert,
Tino Wolf, Siegfried Neumann, Hans-Peter Trinks, Hansjörg Klauß, Dr. Stefan
Roth, Almut Pöhl, Tina Sturm, Christine Damm, Christian Rodig, Kerstin
Schröder, Dr. Uwe Gaitzsch vom Institut für Metallische Werkstoffe im Leibniz
Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden

Prof. Dr. Werner Skrotzki, Dr. Carl-Georg Oertel, Juliane Scharnweber, Andy
Eschke und Hanns-Toni Reiter vom Institut für Strukturphysik der TU Dresden

Dr. Ellen Hieckmann vom Institut für Angewandte Physik der TU Dresden

Prof. Dr. Hans-Jürgen Ullrich vom Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik
der TU Dresden

Dr. Hirojuki Watanabe vom Osaka Municipal Technical Research Institute

Hansjörg Bauder, Georg Plattner von der Carl Wezel K.G., Mühlacker und
assoziiert Dr. Hans Krug

Dr. Verena Maier, Tina Hausöl und Prof. Dr. Mathias Göken von der Universität
Nürnberg-Erlangen

Dr. David Nitsche, Kristina Eichhorn und Dr. Konrad Schneider vom Leibniz
Institut für Polymerforschung Dresden

Frank Holländer von der BTU Cottbus

Meiner Familie und meinen lieben Freunden

Am Institut für metallische Werkstoffe des IFW Dresden habe ich nicht nur von
einer hervorragenden technischen Ausstattung und einem inspirierenden
wissenschaftlichen Umfeld profitiert, sondern hatte auch alle Freiheiten und
gleichzeitig stets die volle Unterstützung für meine Vorhaben und Ideen. Dafür
kann ich gar nicht dankbar genug sein.

Weiterhin gilt mein Dank dem ECEMP und den Menschen die dahinter stehen –
erstens für die Ausreichung des Stipendiums, die es mir ermöglicht hat, diese
Arbeit zu schreiben, zweitens über das Teilprojekt A1 auch die nötigen Sachmittel
finanziert hat und drittens als Netzwerk, das die Messungen außerhalb der direkt
beteiligten Institute möglich gemacht hat.